

Wärmeübertragung und Prozessoptimierung beim horizontalen Bandgießen von Stahl

DISSERTATION

zur Erlangung des Doktorgrades
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Dipl.-Ing.(FH) Nicolas J.W. Book M.Sc.
aus Münster (Westf.)

genehmigt von der

Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung:

20.02.2018

Vorsitzende/Vorsitzender der Promotionskommission: Prof. Dr.-Ing. Dieter Meiners

Hauptberichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Spitzer

Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. habil. Karl-Hermann Tacke

PD Dr. rer. nat. habil. Jens Wendelstorf

Für meinen Großvater

Erwin Josef Koch

Danksagungen

Das vorliegende Werk wurde im Zeitraum zwischen Nov. 2010 und Aug. 2016 am Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal erarbeitet.

Herrn Prof. Dr. Karl-Heinz Spitzer danke ich für die Ermöglichung dieser Arbeit, der Salzgit-ter AG sowie der SMS group GmbH für die finanzielle Unterstützung. Herrn Prof. Dr. Karl-Hermann Tacke gilt mein Dank für die Übernahme des Koreferats.

Eine wissenschaftliche Arbeit ist selten das Werk eines Einzelnen, sondern vielmehr ein Resultat der Mühen zahlreicher mitwirkender Hände und Köpfe. Aus meinem Freundes- und Kollegenkreis möchte ich sechs Personen für ihren Anteil an dieser Arbeit besonders hervorheben:

- Herrn Dr. Jens Wendelstorf danke ich für die Bereitstellung des numerischen Modells und seine Mithilfe bei der Auswertung der Experimentalergebnisse. Sein wissenschaftlicher Anspruch an diese Arbeit war stets eine Inspiration und Motivation für mich.
- Herrn Prof. Dr. Wolfgang Pluschkell gilt mein Dank für die vielen konstruktiven Gespräche, Ideen und Ratschläge während meiner Tätigkeit am Institut. Die Arbeit mit ihm war von tiefem fachlichen Interesse geprägt und hat mich in meinen Vorhaben bestärkt.
- Meinem Kollegen und Freund Gereon Hils danke ich besonders für seine Hilfe bei der Durchführung der Schmelzexperimente am Vakuuminduktionsofen. Sein Einsatz für das Projekt und die gezeigte Ausdauer haben mich nachhaltig beeindruckt.
- Herrn Azad Ahmad möchte ich für sein Engagement bei der Anfertigung der Feuerleichtsteine danken. Die Präzision und Gewissenhaftigkeit seiner Arbeiten haben in großen Stücken zu dem Erfolg der experimentellen Arbeit beigetragen.
- Bei meinem Kollegen Matthias Demuth bedanke ich mich für seine Geduld und Sorgfalt bei der Anfertigung des Versuchsaufbaus. Ich denke auch gerne an den herzlichen Umgang miteinander und die vielen gemeinsamen Momente in der Werkstatt zurück.
- Herrn Dr. Christoffer Meyer danke ich für die vielen schönen Erinnerungen und Gespräche.

Einen besonderen Gedanken möchte ich meiner Familie widmen: Meinen Eltern Dres. Ingrid und Wilhelm Book, meinen Brüdern Michael, Benedikt und Marius sowie meiner Frau Radka Book danke ich für ihre bedingungslose Liebe und dafür, dass sie mir jederzeit den Rücken gestärkt haben. Ihre Unterstützung war stets eine wesentliche Hilfe bei der Erstellung dieser Arbeit.

Verzichtserklärung

Alle genannten Marken- und Warenzeichen, auch durch Rechte Dritter geschützte Eigentümer, unterliegen dem jeweiligen Kennzeichenrecht und sind in Besitz der im Fließtext jeweils bei Erstnennung angeführten Unternehmen. Der Autor dieser Publikation beabsichtigt in keiner Weise, durch Nennung der geschützten Namen sich deren Rechte oder Besitzverhältnisse in irgendeiner Form zu bemächtigen oder diese zu verändern. Auch ohne die zur Verbesserung der Lesbarkeit nach erster Nennung unterlassenen Kennzeichnung mit Marken- und Warenzeichen oder die Abwandlung des Produktnamens für produktbezogene Begriffe bleiben die Besitz- und Rechtsverhältnisse der Produkte unangetastet.

National Instruments, SC-2345, SCC-AI07, SCC-RTD01, NI PCI-6229 and LabVIEW are trademarks and/or products of National Instruments. This publication is independent of National Instruments, which is not affiliated with the publisher or the author, and does not authorize, sponsor, endorse or otherwise approve this publication.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungs- & Symbolverzeichnis	V
1 Einleitung	1
2 Stand der Wissenschaft und Technik	3
2.1 Endabmessungsnahes Gießen von Flachprodukten	3
2.1.1 Einteilung der Verfahren	3
2.1.2 Eigenschaften der zwei ausgewählten Vorbandverfahren	5
2.2 Grundlagen des Horizontalbandgießens	8
2.2.1 Aufbau der Clausthaler Technikumsanlage	8
2.2.2 Verfahrensbeschreibung	10
2.2.3 Technische Kennwerte zweier Horizontalbandgießanlagen	13
2.3 Wärmeübertragung durch Grenzflächen	13
2.3.1 Klassifikation der geometrischen Oberflächenbeschaffenheit	13
2.3.2 Aufbau der Grenzfläche	15
2.3.3 Arten der Wärmeübertragung und thermische Widerstände	16
2.3.4 Berechnung des Temperaturfeldes und der Wärmestromdichte	20
2.3.5 Experimentelle Ansätze zur Bestimmung der Grenzflächentemperaturen .	21
2.3.6 Typische Charakteristika der Wärmestromdichte an der Grenzfläche . . .	23
2.4 Einflussgrößen auf den Wärmeübergang	26
2.4.1 Übersicht	26
2.4.2 Struktur der Substratoberfläche	27
2.4.3 Beschichtung der Substratoberfläche	38
2.4.4 Atmosphäre	45
2.4.5 Chemische Zusammensetzung der Schmelze	49

3	Experimentelle Vorgehensweise	55
3.1	Ziel und Methodik	55
3.1.1	Voruntersuchungen an der Technikumsanlage	55
3.1.2	Ziel der Untersuchungen	61
3.1.3	Methodik	61
3.2	Experimentalaufbau und Messtechnik	63
3.2.1	Versuchsaufbau und -durchführung	63
3.2.2	Instrumentierung des Gießsimulators	68
3.2.3	Messtechnik	75
3.3	Kalibration	76
3.3.1	Kalibration der Messtechnik	76
3.3.2	Kalibration der Thermoelemente	78
3.3.2.1	Substratseitige Thermoelemente	78
3.3.2.2	Gussstückseitige Thermoelemente	85
3.4	Versuchsprogramm	87
3.5	Auswertung	90
3.5.1	Koordinatendefinitionen	90
3.5.2	Wärmestromdichten durch das Kupfersubstrat	90
3.5.3	Konditionierung der gussstückseitigen Elemente	94
3.5.4	Bestimmung der Probengeometrie	96
4	Ergebnisse der Versuche mit Kohlenstoffstählen	99
4.1	Gießversuche auf einem glatten Substrat	99
4.1.1	Kontakt zwischen Substrat und Gussstück	99
4.1.2	Temperaturverteilung und Wärmestromdichten der Einzelversuche	103
4.1.3	Einfluss des <i>Kohlenstoffgehalts</i>	106
4.2	Gießversuche auf einem strukturierten Substrat	108
5	Ergebnisse der Versuche mit HSD-Stahl	115
5.1	Versuche unter Standardbedingungen	115
5.2	Einfluss der <i>Gießdicke</i>	119
5.3	Einfluss der <i>Substratbeschichtung</i>	121
5.3.1	Art und Auswirkungen natürlicher Ablagerungen	121
5.3.2	Art und Auswirkungen technischer Substratbeschichtungen	127

5.4 Einfluss der <i>Atmosphäre</i>	131
6 Diskussion der Methodik	139
7 Zusammenfassung	143
8 Anhang	147
8.1 Versuchsspezifikationen	147
8.2 Einzelergebnisse der Substratmessung	155
8.3 Einzelergebnisse der Tauchmessung	185
Abbildungsverzeichnis	193
Tabellenverzeichnis	201
Literaturverzeichnis	203

Abkürzungs- & Symbolverzeichnis

Abkürzungen

Abk.	Bedeutung
AD	Außendurchmesser
AS	Antriebsseite (Spulenseite)
BS	Bedienerseite (Kesselseite)
CAD	Computer Aided Design (rechnerunterstützte Konstruktion)
CLSM	Confocal Laser Scanning Microscopy (konfokale Lasermikroskopie)
CSP	Compact Strip Casting (Dünnbrammenstranggießen)
DSC	Direct Strip Casting (horizontales Bandgießen)
EDX	Energy Dispersive X-ray spectroscopy (energiedispersive Röntgenspektroskopie)
Exp	Experimentelle Ergebnisse
GR	Gießrichtung
HSBC	Horizontal Single Belt Casting (altern. Bez.: Horizontales Bandgießen)
HSD	High Strength and Ductility (hohe Festigkeit und Duktilität; hier auch: Produktbez. für hochmanganhaltige Stahlgüte)
ICP-OES	Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectrometry (optische Emissionsspektrometrie mittels induktiv gekoppeltem Plasma)
ID	Innendurchmesser

LIT	Liquid Impenetrable Temperature (Schmelznachspeisungstemperatur)
MW	Mittelwert
NNSC	Near-Net-Shape Casting (endabmessungsnahe Gießen)
Num	Numerische Ergebnisse
RSH	Rost-, säure-, hitzebeständig
SDAS	Secondary Dendrite Arm Spacing (Sekundärdendritenarmabstand)
SEM	Scanning Electron Microscopy (Rasterelektronenmikroskopie)
Std.Abw.	Standardabweichung
TRIP	Transformation Induced Plasticity (umwandlungsinduzierte Plastizität)
ZDT	Zero Ductility Temperature (Nullduktilitätstemperatur)
ZST	Zero Strength Temperature (Nullfestigkeitstemperatur)

Griechische Symbole

Symbol	Bedeutung	Einh.
α	Allgemeiner Wärmeübergangskoeffizient	W/m ² K
α_c	Wärmeübergangskoeffizient zwischen Sensor und Bohrgrund	W/m ² K
δ	Schichtdicke	m
ϵ_K	Emissionsgrad der heißseitigen Kokillenoberfläche	—
ϵ_S	Emissionsgrad der zur Kokillenfläche gerichteten Flüssigkeits- oder Schalenoberfläche	—
Λ	Wellenlänge einer sinusförmigen Kokillengeometrie	m
λ	Wärmeleitfähigkeit	W/mK
Ψ_j	Flächenspezifische Energie der Versuchsreihe j	J/m ²
ρ	Dichte	kg/m ³

σ_B	Stefan-Boltzmann-Konstante	$\text{W}/\text{m}^2\text{K}^4$
σ_q	Standardabweichung der Wärmestromdichte q	W/m^2
Θ	Antwortfunktion zur Übertragungsfunktion G_T	K
θ	Benetzungswinkel	°
Θ_e	Exzesstemperatur, definiert als $\Theta_e = T_e - T_{amb}$	K
ϑ	Temperatur	°C
ϑ_{Abguss}	Schmelzentemperatur im Tiegel bei Abguss	°C
ξ	Ausbreitungsgrad	—

Römische Symbole

Symbol	Bedeutung	Einh.
A_c	Kontaktfläche zwischen Sensor und Bohrgrund	m^2
a_i	Fitparameter	K
A_l	Flächenelement der Schicht l	m^2
B	Fitparameter	—
b	Wärmeeindringkoeffizient	$\text{Ws}^{1/2}/\text{m}^2\text{K}$
c	Fitparameter	—
C_{Kal}	Kalibrationsparameter	m
c_p	Spezifische Wärmekapazität	J/kgK
D	Gießwalzendurchmesser	m
D_a	Tropfendurchmesser vor Aufprall	m
D_e	Tropfendurchmesser nach Aufprall bei vollständiger Ausbreitung	m
d_s	Gießdicke	mm

$D_{(X,Y)}$	Gussstückdicke	m
d_l	Charakteristische Länge der Schicht l	m
$D_{Oben(X,Y)}$	Abstand zwischen Gussstück und oberem Laser	m
$D_{Unten(X,Y)}$	Abstand zwischen Gussstück und unterem Laser	m
e	Fitparameter	—
E	Energiemenge	J
E_E	Energie der Schmelzenüberhitzung	J
E_f	Energie der Phasenumwandlung	J
E_{ti}	Normierte Temperatur	—
f_s	Feststoffanteil	—
g	Erdbeschleunigung	m/s ²
G_T	Übertragungsfunktion	V/K
H	Enthalpie	J
h	Höhe der Flüssigkeitssäule	m
\bar{h}_l	Durchschn. konvektiver Wärmeübergangskoeffizient der Schicht l	W/m ² K
\bar{h}_M	Durchschn. gussstückseitiger Wärmeübergangskoeffizient	W/m ² K
ΔH_{sol}	Erstarrungsenthalpie	J/kg
K_T	Konstante zur Beschreibung der elektr. Signalumwandlung	V/K
L	Liquid/Schmelze	—
L_c	Länge der Kühlstrecke	m
m	Schmelzenmasse	kg
M_j	Substratseitiger Sensor j	—

m_{Probe}	Masse des Gussstücks ohne Siphonabschnitt	kg
N_{Ti}	Modale Zeitkonstante des Terms i	s
P	spezifische Produktivität	t/hm
p	Kesseldruck	bar
P^*	Durchsatz	l/min
p^{tr}	Dimensionslose Kennzahl zur Beschreibung der Kontaktqualität	—
p_0	Atmosphärendruck	bar
p_1	Druck an den Substratspitzen	bar
p_G	Druck an den Gastaschen	bar
p_L	Druck einer Flüssigkeitssäule	bar
q	Wärmestromdichte	W/m ²
q_{max}	Maximalwert der Wärmestromdichte	W/m ²
\tilde{q}	Durchschnittliche Wärmestromdichte über den Erstarrungszeitraum (in [4])	W/m ²
\bar{q}	Median der Wärmestromdichte	W/m ²
Q	Wärmestrom	W
R_a	Mittlere Rauheit	μm
$R_{a,R}$	Mittlere Rauheit der Gießrollenoberfläche	μm
$R_{a,S}$	Mittlere Rauheit der Strangoberfläche	μm
R_{th}	Thermischer Gesamtwiderstand eines Gebildes	K/W
$R_{th,l}$	Thermischer Gesamtwiderstand der Schicht l	K/W
S_j	Gussstückseitiger Sensor j	—
$s_{q,Param.}$	Spannweite der Wärmestromdichte für eine Parametereinstellung	W/m ²

t	Zeit	s
T_1	Temperatur an der Außenfläche eines Schichtengebildes	K
v_d	Strömungsgeschwindigkeit in z-Richtung	m/s
T_2	Temperatur an der zweiten Außenfläche eines Schichtengebildes	K
V_{TC}	Volumen der Messperle	m ³
T_{amb}	Temperatur des unbelasteten Sensors	K
T_E	Temperatur des überhitzten Aufgabestroms	K
T_e	Zu messende Solltemperatur bei Sensorbelastung (z.B.: angelegte Prüftemperatur)	K
ΔT_F	Abweichung zwischen Soll- und Messwert eines Temperatursensors, also: $\Delta T_F = T_e - Y$	K
T_{G1}	Gastemperatur nach Schmelzkontakt	K
T_K	Temperatur der zur Schmelze gerichteten Kokillenoberfläche	K
t_R	Ansprechzeit eines Temperatursensors	s
t_s	Erstarrungszeit	s
T_S	Temperatur der zur Kokillenfläche gerichteten Schalen- oder Schmelzenoberfläche	K
T_{sol}	Solidustemperatur	K
T_m	Schmelzpunkt	K
T_W	Kühlwassertemperatur	K
$t_{0,5}$	Reaktionszeit des Temperaturfühlers bis $Y = 0.5 \cdot \Theta_e$	s
$t_{0,9}$	Reaktionszeit des Temperaturfühlers bis $Y = 0.9 \cdot \Theta_e$	s
v	Gießgeschwindigkeit	m/min
\bar{v}	Durchschnittliche Gießgeschwindigkeit	m/min

x_D	Ende der Substratabdeckung, Startposition der Lasermessung	mm
x_1, x_2	Abstand der Erstarrungsfront von der Kokillenfläche	mm
x_{max}	Gusslänge, Endposition der Lasermessung	mm
Y	Messwert des Sensors	K
Y_N	Gemessene Temperatur an Sensorposition N	K
Z_{Mj}	Vertikale Entfernung des Substratelementes j von der Substratoberseite	mm
Z_{Sj}	Höhe des Tauchelementes j über der Substratfläche	mm

1 Einleitung

Die steigenden Anforderungen an die weltweite Stahlindustrie durch wirtschaftlichen Konkurrenzdruck, striktere Umweltauflagen oder kundenseitige Forderungen nach besseren Werkstoffeigenschaften führen seit Beginn der Industrialisierung zu innovativen Ansätzen bei der Entwicklung alternativer Herstellungsverfahren für Flachprodukte aus Stahl.

Eine Gruppe, die dabei zunehmend wirtschaftliche Bedeutung erhält, ist diejenige der *endabmessungsnahen Gießverfahren* (Near-Net-Shape Casting, NNSC). Allen Verfahren dieser Klasse ist gemein, dass bei ihrer Entwicklung eine Reduzierung der Gießdicke forciert wird, in erster Linie aufgrund energetischer Einsparpotenziale oder materialspezifischer Anforderungen [1–3]. Während Ansätze wie das Twin-Roll Verfahren bereits Ende des 19. Jahrhunderts von dem englischen Ingenieur Sir Henry Bessemer erdacht wurden, blieb eine Umsetzung in produktionsfähige Anlagenkonzepte aus technischen Gründen bis zum Ende des 20. Jahrhunderts verwehrt [4]. Eine besondere Herausforderung ist das endabmessungsnahe Gießen von Stahl, das durch einen vergleichsweise hohen Schmelzpunkt, mehrere Phasenumwandlungen während der Erstarrung und Abkühlung sowie eine verhältnismäßig niedrige Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes erschwert wird [1]. In diesem Zusammenhang sei als Beispiel das für Aluminium und Kupfer bereits etablierte *Hazelett*-Verfahren genannt, dessen Entwicklung für die Stahlerzeugung eingestellt wurde [5]. Abgewandelte Verfahrensansätze wie das horizontale Bandgießen nach dem *Direct Strip Casting* (DSC) Prinzip befinden sich derzeit mit einer Technikumsanlage an der TU Clausthal und einer in Kooperation zwischen der Salzgitter AG und der SMS group GmbH betriebenen Pilotanlage in der Entwicklungsphase und zeigen das Potenzial, bisherige Probleme umgehen zu können.

Zwei wichtige Eigenschaften direkt gegossener Gussbänder bei Verlassen der Gießmaschine sind ein gleichmäßiges Querschnittsprofil sowie eine rissfreie Bandober- und Unterseite. Insbesondere bei kontinuierlichen Verfahren mit nachgeschaltetem Walzen „in erster Hitze“ sind Dickenschwankungen kritisch. Diese resultieren je nach Grad der Unebenheit in örtlich unterschiedlichen Materialeigenschaften oder Formdefekten wie Säbel, Zungen sowie einer schlechten Kantenqualität. Oberflächenrisse hingegen können sowohl vor dem Warmwalzen durch rege-

lungsbedingte Zug- und Druckbelastungen als auch während des Umformens zu makroskopischen Fehlern bis hin zum Bandriss führen. Eine nachträgliche Korrektur, z.B. durch Flämmen oder spanabhebendes Bearbeiten ist bei Halbzeugen dieser Art unwirtschaftlich und muss daher vermieden werden.

Bei dem in dieser Arbeit untersuchten DSC-Verfahren wird Schmelze über ein Zuführsystem auf ein von unten gekühltes Stahlband geleitet und erstarrt auf diesem zu einem 10 - 15 mm dicken Gussband. Nach Verlassen der Gießmaschine kann das durcherstarrte Gussband optional *inline* gewalzt und als Warmband weiterverarbeitet werden.

Ein einheitlicher Strangquerschnitt wird im DSC-Verfahren neben der Gleichmäßigkeit der Schmelzenaufgabe, der anschließenden Verteilung im Gießspalt und der Form- bzw. Lagequalität des Transportbandes auch durch umwandlungsbedingte Vorgänge während der Erstarrung beeinflusst [6]. Letztere hängen sowohl von den Materialeigenschaften als auch von der Kühlintensität und dem Verlauf des Wärmeentzugs ab. Für endabmessungsnahe Verfahren ist daher die Untersuchung des Wärmeübergangs zwischen Schmelze und Kokille sowie dessen Wirkung auf geometriebildende Vorgänge von großem Interesse.

In der vorliegenden Arbeit wird der Einfluss des Wärmeübergangs zwischen Schmelze und Kühlwasser auf die Qualität der Gussstückgeometrie sowie der damit verbundenen Messgrößen untersucht. In Kapitel 2 wird eine Einführung in die verfahrenstypische Merkmale von Bandgießanlagen sowie eine Literaturübersicht zum Wärmeübergang bei endabmessungsnahen Gießverfahren gegeben. Die Rekapitulation vorausgegangener Untersuchungen führt zu der Frage, inwieweit sich die Ergebnisse der zumeist verfahrensübergreifenden Wirkungen der Gießparameter auf das DSC-Verfahren übertragen lassen. Aufbauend auf Vorversuchen an der Clausthaler Technikumsanlage wird in Kapitel 3 ein an den formgebenden Anlagenabschnitt angelehnter Versuchsaufbau beschrieben. Die damit durchgeführten Experimente sollen durch Temperaturmessungen die Wirkung verschiedener Anlagenparameter auf den Wärmeentzug und durch eine anschließende Gussstückvermessung gegebenenfalls eine Korrelation mit der Gussstückgeometrie ermöglichen. Die Ergebnisse der Parameteruntersuchungen sind in den Kapiteln 4 und 5 dargestellt. Da die durchgeführten Experimente die ersten Untersuchungen ihrer Art an dem verwendeten Versuchsaufbau sind, werden in Kapitel 6 Verbesserungsmöglichkeiten anhand möglicher konstruktiver sowie analytische Verbesserungsvorschläge gegeben. Abschließend werden in Kapitel 7 die wichtigsten Erkenntnisse zusammengefasst.

2 Stand der Wissenschaft und Technik

2.1 Endabmessungsnahe Gießen von Flachprodukten

2.1.1 Einteilung der Verfahren

Aufgrund ihrer industriell untergeordneten Rolle existiert für die Einordnung endabmessungsnaher Verfahren bisher keine eindeutige Nomenklatur. Reichelt et al. [7] nehmen daher eine grobe Einteilung anhand der Gießdicken gemäß Abb. 2.1 vor.

Innerhalb dieser Kategorien lassen sich alle Verfahren einordnen, die als unmittelbares Erzeugnis Gießprodukte der jeweiligen Dickenklassen liefern. In der Literatur wird für diese Einordnung als weiteres Unterscheidungsmerkmal die Art und Anordnung der Kokille angeführt [4, 8]. Ein Einordnung verschiedener Verfahrenskonzepte in die Kategorien aus Abb. 2.1 ist in Tab. 2.1 zu sehen. Die Verfahren *Horizontalbandguss* (Kokille: *ein Transportband*, event. *eine Oberrolle*) und *Twin-Roll* (Kokille: *zwei Gießrollen*) besitzen dabei die Eigenschaft, je nach Anlagenauslegung sowohl Produkte der Klassen Vor- als auch Dünnband abdecken zu können.






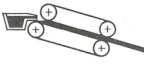
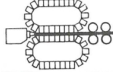
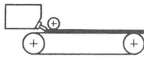

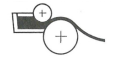

Für einen alternativen Herstellungsprozess von Flacherzeugnissen kommen neben dem industriell etablierten *Dünnbrammenstrangguss* (Compact Strip Casting, CSP) als Alternativen zum konventionellen Brammenstrangguss nur solche Verfahren in Frage, die einen Großteil des heutigen Gütespektrums abbilden und Produkte mit gleichwertiger oder vorteilhafterer Qualität



Abb. 2.1: Einteilung von Flachstahl-Gießprodukten anhand ihrer Dicke nach [7]

produzieren können. Für konventionelle Warmbandgüten ist dafür u. a. die Einhaltung eines Mindestumformgrads von 60 - 80 % notwendig [6]. Die vollständige Schließung gießbedingter Poren bei Kohlenstoffstählen hingegen wird durch eine Warmumformung ab 70 - 80 % erreicht [9]. Laut Evertz et al. [10] ist die Abdeckung von 90 % des Gütespektrums konventionellen Warmbandes für horizontal vergossenes Vorband bei einem Umformgrad von 60 % und einer Gießdicke von 8 - 15 mm möglich. Positive Erfahrungen hinsichtlich Materialeigenschaften und Prozesspotenzialen von im Twin-Roll Verfahren hergestellten Dünnband werden trotz geringerer Umformgrade von Senk et al. [11] sowie Bleck et al. [12] berichtet. Da sich mit geringerer Gießdicke die Möglichkeiten der Einstellung mechanischer Kennwerte jedoch verringern und damit das abbildbare Produktspektrum konventioneller Warmbandgüten eingeschränkt wird, ist aus wirtschaftlicher Sicht eine zukünftige Fokussierung auf vorbandproduzierende Verfahren

Tab. 2.1: Einteilung von endabmessungsnahen Gießverfahren zur Herstellung von Flachprodukten, modifiziert nach [7]

Dünnbramme	Kokille mit Trichter	
	Kokille mit speziellem Tauchausguß	
	Rechteckkokille im Horizontalstrangguß	
Vorband	Dünnbrammenkokille mit Preßrollen	
	2 mitlaufende Bänder, senkrecht	
	2 mitlaufende Bänder, waagrecht oder geneigt	
	2 mitlaufende Raupen, waagrecht	
Vor- & Dünnband	1 Band, optional mit 1 Oberrolle	
	2 Rollen	
Dünnband	1 Rolle und 1 Oberrolle	
	1 Rolle	

anzunehmen, d.h. auf solche mit Gießdicken von ca. 10 bis 40 mm. Als Vertreter gelten für Stahl die Twin-Roll Technologie sowie das DSC-Verfahren, die nachfolgend erläutert werden sollen.

2.1.2 Eigenschaften der zwei ausgewählten Vorbandverfahren

Ein gemeinsamer Vorteil des Twin-Roll- und DSC-Verfahrens gegenüber der konventionellen Brammen- oder Dünnbrammentechnologie sind eine oder mehrere mitlaufende Kokillen, die eine Relativbewegung zwischen Gussstück und gekühlter Kokillenfläche nahezu eliminieren [13]. Bei dem DSC-Prozess stellt das einseitig wassergekühlte Transportband (im Folgenden: *Casterband*) die Kokille dar, während bei Twin-Roll Anlagen der Wärmeentzug über gegensätzlich rotierenden Gießrollen erreicht wird, Abb. 2.2. Die beim Horizontalbandgießen optionale *Oberrolle* ist –je nach Einbauposition¹– ebenfalls als ein kokillenartiges Anlagenbauteil aufzufassen.

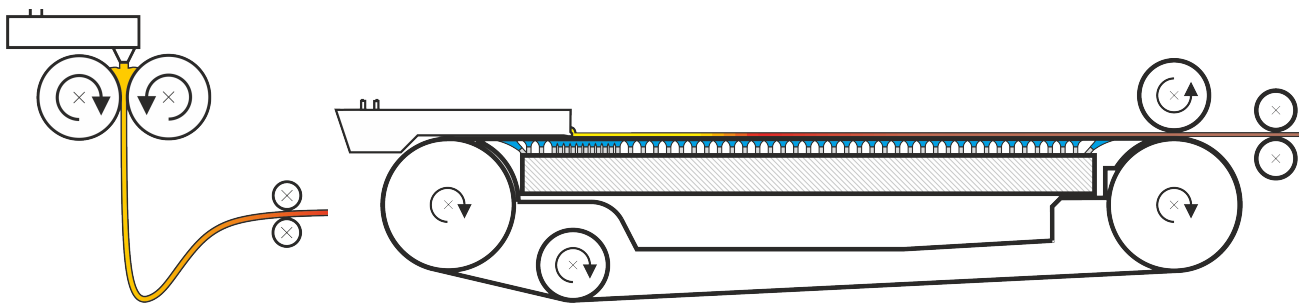


Abb. 2.2: Schematischer Aufbau einer Twin-Roll Anlage (*links*) und einer DSC-Anlage (*rechts*) von der Schmelzenzuführung bis zum ersten Treiberrollenpaar

Beide Technologien weisen eine Vielzahl von Vorteilen auf, die exemplarisch in Tab. 2.2 aufgelistet sind. Manche der aufgelisteten Merkmale sind direkt miteinander verknüpft. So führt z.B. das aus einer hohen Abkühlrate resultierende, feinkörnige Gussgefüge, welches aufgrund der geringen Gussstückdicke bis zur Strangoberseite reicht, neben erweiterten Weiterverarbeitungspotenzialen des Warmbandes zu verringerten Makroseigerungstendenz während der Erstarrung [11, 15, 19]. Damit verbundenen ist zugleich eine geringere Anfälligkeit des Gussbandes gegenüber stahlschädigenden Elementen wie Kupfer oder Zinn [6, 10, 20]. Eine Verwendung von Elektrostahl für die Herstellung von Flachprodukten sowie höhere Schrottsätze bei der Blasstahlroute sind somit produktseitig denkbar [21].

Welche Technologie sich auf Dauer am Markt zur Produktion von Vorband etabliert lässt sich zum derzeitigen Zeitpunkt schwer abschätzen. Das Twin-Roll-Verfahren verfügt im Gegensatz

¹ im vorderen Casterteil als *Kristallisationsrolle* [14, 15], im hinteren Casterteil als *Toprolle* [16]

Tab. 2.2: Vorteile und Unterschiede der Warmbandherstellung durch die Verfahren Twin-Roll und DSC gegenüber der Route Brammenstrangguss

Vorteil ²	DSC (mit Inlinewalzen)	Twin-Roll (mit inert. Hotbox)
Energieeinsparung je t_{Stahl} gegenüber Brammenstrangguss in %	76 [6]	89 [17]
CO ₂ -Einsparung je t_{Stahl} gegenüber Brammenstrangguss in %	79 [18]	80 [17]
Anlagenlänge gegenüber konventioneller Route Brammenstrangguss (600 m [18])	100 m [18]	60 m [3]
Geringere Investitionskosten gegenüber Brammenstrangguss durch Wegfall einzelner Prozessschritte (Wiedererwärmen, Entzundern)	✓	✓
Feinkörnigeres Gussgefüge	✓	✓
Geringe Seigerungen	✓	✓
Höhere Resistenz gegenüber schädlichen Legierungselementen (z.B. Cu, Sn)	✓	✓
Keine Reibung zwischen Kokille und Strangschale	✓	✓
Kein Gießpulver	✓	✓
Verringerte Zunderbildung durch inertisierte Einhausung bis zum Inline-Walzgerüst	✓	✓
Keine Biegen des abkühlenden Gießproduktes	✓	✗
Variable Gießdicke möglich	✓	✗

² Werte sind anlagenspezifisch und für das DSC-Verfahren durch Annahmen aufgrund fehlender Produktionsanlagen abgeschätzt.

zum Horizontalbandgießen bereits über eine langjährige Anwendung unter produktionsnahen Betriebsbedingungen. Eine Übersicht zu Forschungs- und Produktionsanlagen der Twin-Roll-Technologie wurden von Ge et al. [22] erarbeitet. Problematisch bei diesem Verfahren sind weiterhin die Oberflächen- und Querschnittsqualität der Gussbänder [23–27]. Insbesondere Heißrisse durch zu hohe Abkühlraten an der Kokillengrenzfläche scheinen die Produktqualität zu beeinträchtigen.

Das DSC-Verfahren befindet sich mit einer ersten Anlage im Produktionsmaßstab in einem Entwicklungsabschnitt zwischen Forschungs- und Produktionsbetrieb. Gegenüber dem Twin-Roll-Verfahren werden beim Horizontalbandgießen keine Biegeoperationen durchgeführt, sodass heißrissempfindliche Güten ohne Qualitätseinbußen vergossen werden können. Lediglich von Heißrissen durch unzulässig hohe Temperaturen beim sich anschließenden Warmwalzen wurde bisher berichtet [13].

Ein weiterer Vorteil des DSC-Verfahrens gegenüber dem Twin-Roll wird in einer größerem spezi-

Tab. 2.3: Spezifische Produktivität verschiedener Verfahren zur Warmbänderzeugung von Stahl unter bestimmten Anlageneinstellungen [10]

Verfahren	Gießgeschw. m/min	Gießdicke mm	spez. Produktivität $t/(h \cdot m_{\text{Bandbreite}})$	Anlagen zur Warmbandproduktion
Bramme	1 - 2	200 - 250	140	1 Vorgerüst, 6 - 7 gerüstige Fertigstraße
Dünnbramme	5 - 6	50 - 60	140	6 gerüstige Fertigstraße
Vorband (DSC)	50 - 60	10	280	direkt

fischen Produktivität P der Anlagen vermutet. Diese wird z.B. in der Einheit $[P] = t/(h \cdot m_{\text{Bandbreite}})$ ausgedrückt und ist für eine bestimmte Güte von der Gießgeschwindigkeit v und der Gießdicke d_s abhängig. Es existieren Voraussagen über die Produktivität einzelner Verfahren (Tab. 2.3), wobei aktuelle Werte aufgrund fehlender Betriebsdaten nicht vorliegen. Für das Twin-Roll Verfahren liefert Zapuskalov [3] eine Sammlung von Anlagenkennwerten mit Stand 2003.

Die Gießdicke d_s kann bei gegebener Gießgeschwindigkeit aufgrund der benötigten Erstarrungszeit t_s nur durch eine Verlängerung der Kühlstrecke L_C vergrößert werden. Schwerdtfeger [9] gibt für das Twin-Roll Verfahren die folgenden formelmäßigen Zusammenhänge an:

$$t_s = (d_s/4.66)^{1/0.575} \quad (2.1)$$

$$L_C = \pi D/6 = v t_s = (P^*/d_s)(d_s/4.66)^{1/0.575} \quad (2.2)$$

Anhand der Gln. 2.1 und 2.2 ist ersichtlich, dass eine Vergrößerung der Gießdicke aufgrund der steigenden Erstarrungszeit t_s nur durch eine Verringerung der Gießgeschwindigkeit oder durch größere Gießwalzendurchmesser erreicht werden kann. Eine Twin-Roll Anlage mit Gießwalzen von z.B. $D = 2.46$ m ist neben hohen Anlagenkosten auch aufgrund der sich vergrößernden Meniskusoberfläche problematisch [9].

Für das Horizontalbandgießen ist laut Schwerdtfeger [9] eine Steigerung des Durchsatzes durch eine Verlängerung der Gießmaschine (entspricht einer Vergrößerung von L_C) prinzipiell möglich, wobei Dubke et al. [28] mögliche Beschränkungen wie die Festigkeit des Casterbandes oder die Reibung zwischen Band und Stützkonstruktion zu bedenken geben. Untersuchungen von Spitzer und Schwerdtfeger [29] zur Konstruktion und Auslegung von Systemen zur Schmelzenaufgabe bei DSC-Anlagen zeigen anhand von Wassermodellen zudem potenzielle Schwierigkeiten der Schmelzenzuführung bei einer Erhöhung der Gießgeschwindigkeit.

2.2 Grundlagen des Horizontalbandgießens

Wie in Unterabschnitt 2.1.2 beschrieben, durchläuft das Gussband beim Horizontalbandgießen die Anlage ohne richtungsändernde Operationen wie z.B. Biegen oder Umlenken. Die Komponenten einer DSC-Anlage verteilen sich dementsprechend ebenerdig entlang des horizontal geförderten Gießstranges bis zur Entnahmestelle des vorläufigen Endprodukts, d.h. dem Coil oder der Platine. Anhand der Clausthaler Technikumsanlage wird im Folgenden eine Verfahrensbeschreibung gegeben. Zusammen mit den Erkenntnissen aus Abschnitt 2.4 leitet sich aus dem Anlagenaufbau die Zielsetzung der Laborversuche sowie der Versuchsaufbau ab.

2.2.1 Aufbau der Clausthaler Technikumsanlage

Eine Skizze der Anlagenkomponenten sowie ein Foto der derzeit in Clausthal betriebenen Anlage sind in Abb. 2.3 und 2.4 zu sehen. Der Aufbau lässt sich grob in fünf Abschnitte gliedern:

1. Ofen und Aufgabesystem:

- a) mittels Kran positionierbarer Induktionsofen mit Bodenabstich und Massenstromregulierung über Stopfenstange; Ofenkapazität ca. 1300 kg Stahl
- b) vorgeheiztes, siphonartiges Schmelzenaufgabesystem mit keramischer Gießdüse

2. Gießmaschine:

- a) Casterband-Fördereinheit, bestehend aus Casterband, Umlenk- und Vorspannrollen sowie Reinigungsbürsten; dazwischen das Maschinengestell mit Wasserzuführung, den auf dem Wasserkasten angebrachten Düsenstöcken, einem umgebenden Unterdruckkasten mit Casterbandlagerung sowie den beidseitig aufgesetzten Seitenbegrenzungen (*Dammblockketten*)
- b) Gießhaube mit div. Komponenten zur Beeinflussung der Schmelze (Aufgabe der Prozessgase Ar, Ar-H₂, Ar-CO₂ und induktive Rührsysteme) sowie einer Laser-Messapparatur zur Schmelzstromverteilung
- c) Oberrolle (*optional*)

3. Entkopplungseinheit mit anschließender Ausgleichsstrecke

- a) Treiber zur Kraftentkopplung der Gießmaschine von nachfolgenden Anlagenteilen
 - b) Ausgleichsstrecke mit Loopereinheit
-

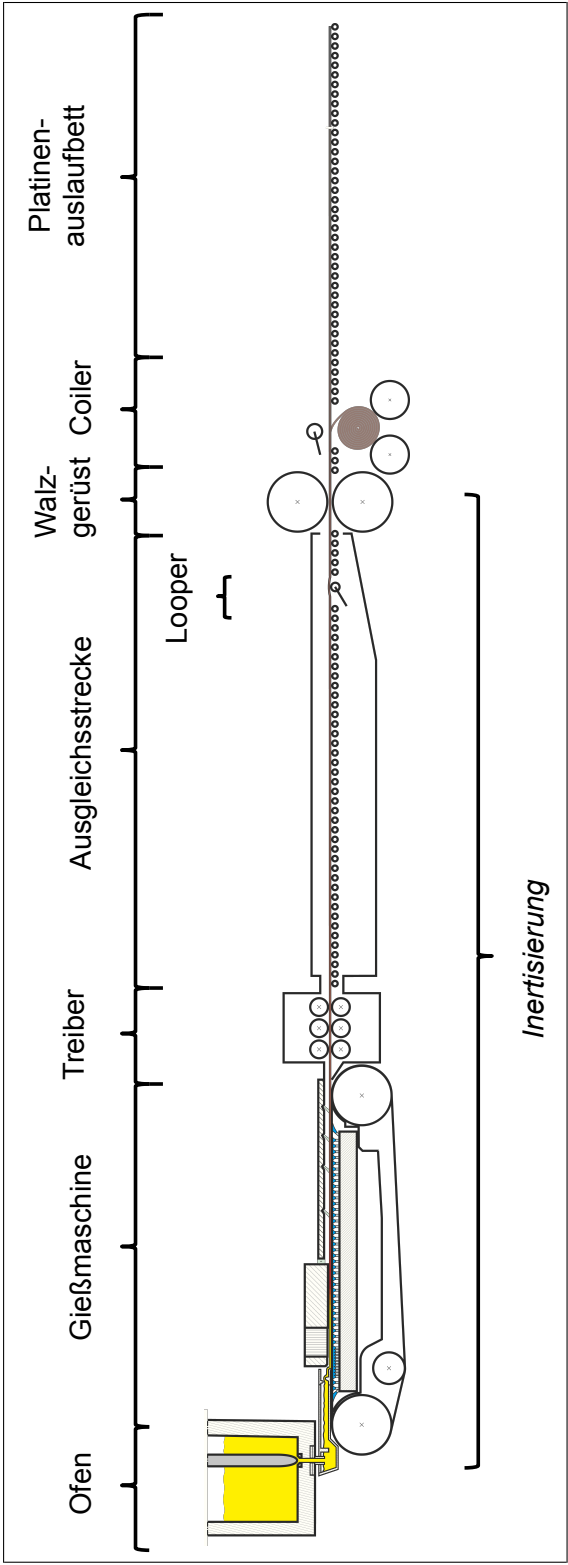


Abb. 2.3: Skizze der Clausthaler Technikumsanlage

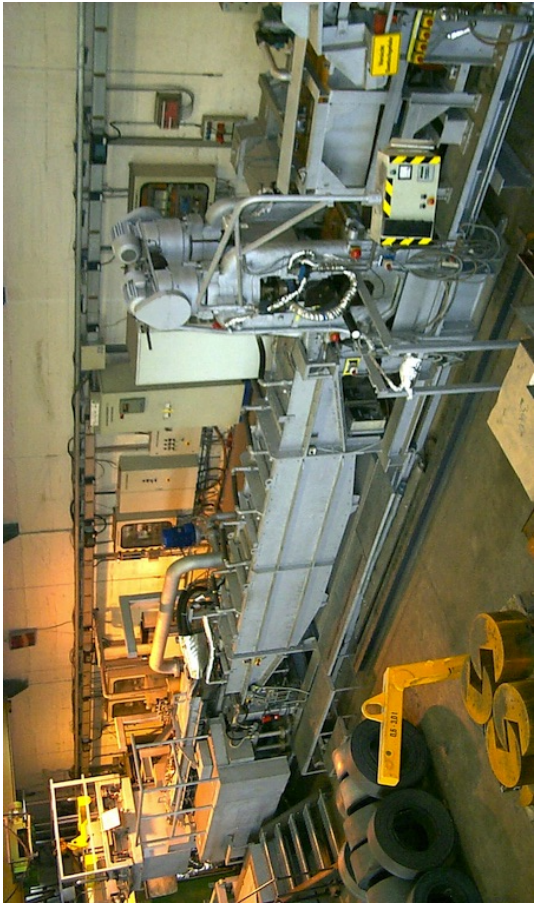


Abb. 2.4: Foto der Clausthaler Technikumsanlage

4. **Walzgerüst** (in Clausthal z.Z. eingerüstig ausgeführt)

5. **Coiler oder Platinenauslaufbett**

2.2.2 Verfahrensbeschreibung

Der Ablauf der Vorbandherstellung mit dem DSC-Verfahren gliedert sich in die Abschnitte *Schmelzenherstellung*, *Vergießen/Erstarren*, *Inline-Walzen* und *Produktkonditionierung*.

Vor dem Gießbeginn wird der Induktionsofen durch einen Kran in Gießposition über das Aufgabesystem gehoben. Dieses schwenkt aus der Vorheizposition in den Gießspalt zwischen den beiden Seitenbegrenzungen der Gießmaschine ein und verschließt so zur Aufrechterhaltung der Inertisierung die vordere Öffnung der Gießmaschine. Mit dem Einleiten der Schmelze in das Aufgabesystem über einen mittels Stopfen geregelten Auslass im Ofenboden beginnt der Gießprozess.

Die aus der Düse austretende Schmelze verteilt sich zwischen den beiderseitigen Seitenbegrenzungen auf dem rotierenden Casterband und bildet einen 10 - 15 mm dicken Schmelzfilm, Abb. 2.5. Aus Gründen der Bandstabilität und zur Beeinflussung der Erstarrungsvorgänge ist das Casterband der Clausthaler Anlage strukturiert ausgeführt. Um eine gleichmäßige Ausfüllung des Gießspaltes mit Schmelze zu gewährleisten, erfährt der sich ausbreitende Film gemäß Abb. 2.5 verschiedene strömungsbeeinflussende Maßnahmen wie eine rechenartige Beaufschlagung mit feinen Argonströmen (*Argonrechen*) und eine Krafteinwirkung quer- und längsgerichteter, elektromagnetischer Felder (*Rührer*). Durch die intensive Kühlung des Casterbandes wird ein aufwärtsgerichteter Erstarrungsprozess eingeleitet. Um Oberflächenfehler durch eine einseitig verlaufende Erstarrung zu vermeiden, besteht die Gasatmosphäre im Gießspalt nach den induktiven Rührern aus einem Ar-CO₂ Gemisch, welches durch die Entkohlungsreaktion



die Liquidustemperatur oberflächennaher Schmelzenbereiche erhöht und infolgedessen dort zu einem vorzeitigen Erstarrungsbeginn führt [21]. Der Bereich der Enderstarrung verlagert sich dadurch in Richtung Bandmitte. Die Durcherstarrung des Gussbandes findet noch vor Verlassen der Gießmaschine statt.

Im folgenden Anlagenteil durchläuft das Gussband eine Treibereinheit mit einer angeschlossenen Ausgleichsstrecke. Während der als stehendes Pendel ausgeführte Treiber über drei auf die Strangober- und Unterseite aufsetzende Rollenpaare eine kraftmäßige Entkopplung der nachge-

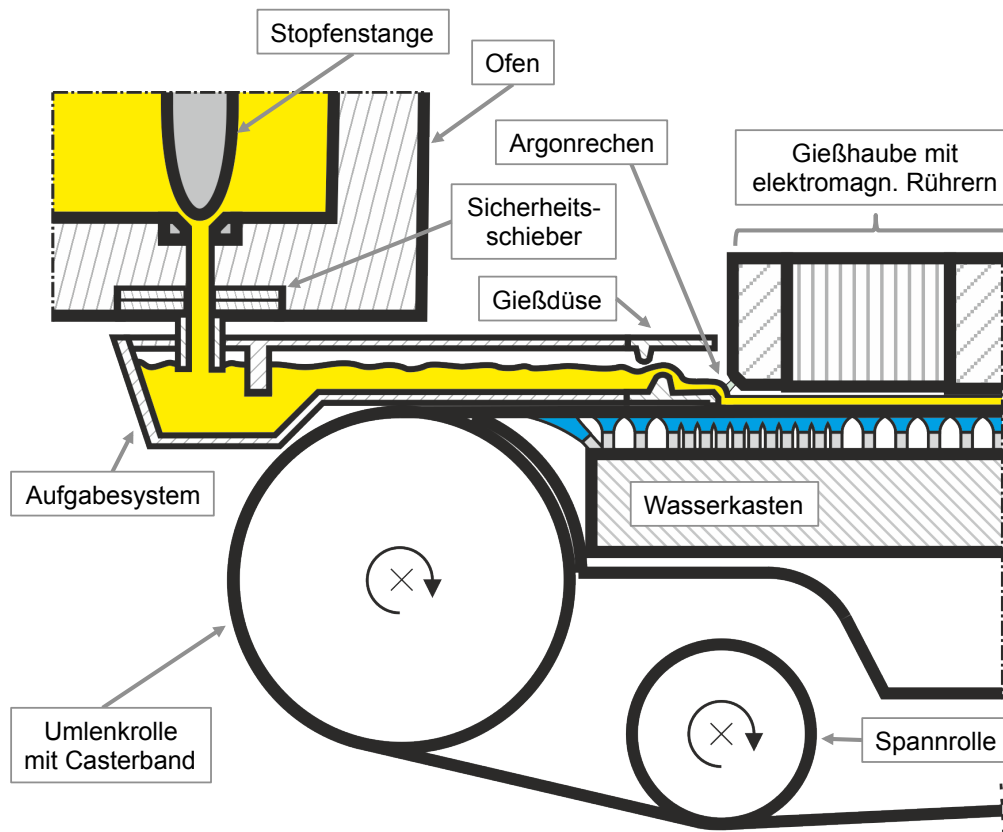


Abb. 2.5: Skizze des vorderen Casterabschnitts mit den wichtigsten Anlagenkomponenten

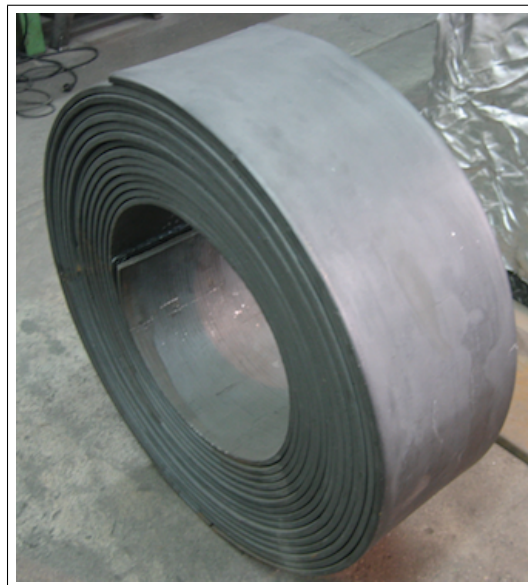


Abb. 2.6: Warmbandcoil der Technikumsanlage (Güte: X4 MnSiAl 25-2.5-2.5, Gewicht: ca. 1t)

schalteten Walz- und Coilaktivitäten von der Gießmaschine bewirkt, ist in der Ausgleichsstrecke neben einer passiven Kühlung (Strahlungskühlung über Kühlkissen) eine Pufferfunktion mittels Looper vorgesehen. Mit dem Ende der Ausgleichsstrecke endet zudem der inertisierte Teil der Anlage. Das Gussband kann unmittelbar nach Verlassen des eingehausten Anlagenabschnittes in erster Hitze über das eingerüstig ausgeführte Warmwalzwerk umgeformt und anschließend aufgewickelt oder im Rollengang zu Platinen geschnitten werden. Ein fertiges Warmbandcoil ist in Abb. 2.6 zu sehen.

Tab. 2.4: Technische Daten der Technikumsanlagen Clausthal und McGill [19, 22, 29–31]

	<i>Einheit</i>	Clausthal	McGill
Ofen			
Kapazität	kg	1300	227
Massenstromregelung	-	Stopfenstange Ofen	Stopfenstange Aufgabesystem
Caster			
Anlagenlänge (Abstand der Umlenkrollen)	mm	3700 *	2600
davon Kühlstrecke	mm	3200	2438
Umlenkrollendurchmesser	mm	500	
Casterbandbreite	mm	500	368
davon maximale Gießspaltbreite	mm	300	200
Casterbanddicke	mm	0.8-1	
Gießdickenspektrum	mm	10 - 15	1 - 15**
typische Gießgeschwindigkeit (bei 10 mm Gießdicke)	mm/s	180	280**
Material Casterband	-	niedrigleg. Stahl	niedrigleg. Stahl und Kupferleg.
Casterbandstabilisation	-	Unterdruck	Magnete [32]
Inline-Walzgerüst			
in aktuell betriebener Anlage installiert?	-	ja	ja
Gerüstanzahl	-	1	1
Walzendurchmesser	mm	300	
Walzenbreite	mm	450	

*in älteren Quellen 3500 mm, durch Umbau erweitert auf 3700 mm

**vermutlich für Aluminiumlegierungen

2.2.3 Technische Kennwerte zweier Horizontonalbandgießanlagen

Die derzeit in Clausthal betriebene DSC-Anlage dient der Untersuchung verfahrensspezifischer und werkstoffkundlicher Fragestellungen des Horizontalbandgießens und bildet eine Grundlage für zukünftige, größere Anlagen, wie z.B. die von der Salzgitter AG und der SMS GmbH betriebenen Pilotanlage in Peine. Im Gegensatz zu dem funktionsähnlichen, jedoch hauptsächlich für Aluminiumlegierungen verwendeten *HSBC-Caster* (Horizontal Single Belt Casting) der McGill Universität in Montreal, Kanada, stellen die Clausthaler und Peiner Gießmaschinen die weltweit einzigen Ablagen des Horizontalbandgießens für Stahlschmelzen dar. Tab. 2.4 zeigt eine Sammlung einiger technischer Daten der Clausthaler und McGill Bandgießanlage.

2.3 Wärmeübertragung durch Grenzflächen

2.3.1 Klassifikation der geometrischen Oberflächenbeschaffenheit

Geometrische Oberflächen von technisch hergestellten Werkstücken weichen immer von der Sollgeometrie des Werkstückes ab. Der Grad der Gestaltsabweichung beeinflusst die Oberflächenqualität und somit die Qualität des Kontaktes zwischen zwei Flächen. Da der Wärmeübergang zwischen einem Gussstück und der Kokille von den Beschaffenheiten der jeweiligen Oberflächen und dem resultierenden Aufbau der Grenzschicht abhängt, soll im Folgenden eine Beschreibung möglicher Gestaltsabweichungen vorgenommen werden.

Der Unterschied zwischen Ist- und Sollzustand der Oberfläche kann sich durch *deterministische* Unebenheiten oder *stochastische* Schwankungen (d.h. durch statistisch verteilte und in Größe und Form variierender, geometrischer Abweichungen pro Flächeneinheit) zeigen, wobei Letztere bei allen Werkstücken (also auch solchen mit deterministischen Unebenheiten) in unterschiedlicher Intensität vorliegen.

Nach DIN 470:1982-06, [33] lassen sich Gestaltsabweichungen in die sechs Ordnungen aus Tabelle 2.5 unterteilen. Anhand dieser Unterteilung wird ersichtlich, dass Differenzen zur Sollgeometrie unterschiedliche Erscheinungsformen und Größenordnungen annehmen können, womit die Möglichkeit einer Überlagerung mehrerer Abweichungen bei einer Oberfläche besteht. Angesichts nachfolgender Ausführungen zum Wärmeübergang während der Erstarrung ist es sinnvoll, eine größenbezogene Aufteilung der ersten vier Ordnungen in zwei Kategorien einzuführen:

1. **Makroskopische Abweichungen:** *Unebenheiten der Größenordnung im Bereich Millimeter bis einiger Zentimeter.*





Bei makroskopischen Defekten handelt es sich um Planheitsdifferenzen, die sich durch Wellen oder andere, großflächige Abweichungen von der idealen Geometrie beschreiben lassen (1. und 2. Ordnung). Wird ein Kontakt zwischen einer oder zwei makroskopisch unebenen Flächen hergestellt, liegt ein *nicht konformer* Kontakt vor.

2. Mikroskopische Abweichungen: *Unebenheiten in der Größenordnung einiger hundert Mikrometer und kleiner.*

Auch bei augenscheinlich der Idealform entsprechenden Körpern können im Submillimeterbereich Differenzen zwischen der Soll- und Istgeometrie aufgrund von Oberflächenrauheit auftreten. Abweichungen dieser Kategorie lassen sich über die 3. und 4. Ordnung aus Tab. 2.5 beschreiben. Werden zwei Festkörper mit ausschließlich diesen Oberflächenfehlern aufeinander gepresst liegt ein *konformer Kontakt* vor.

Der Übergang zwischen mikro- und makroskopischer Betrachtungsebene ist fließend und unterliegt keiner in der Literatur eindeutig festgelegten Definition.

Tab. 2.5: Gestaltsabweichungen, modifiziert nach DIN 4760:1982-06, [33]

Gestaltsabweichungen (als Profilschnitt überhöht dargestellt)	Beispiele für die Art der Abweichung
1. Ordnung: Formabweichungen 	Geradheits-, Ebenheits-, Rauheitsabweichungen, u.a.
2. Ordnung: Welligkeit 	Wellen (vgl. DIN EN ISO 8785, [34]) ¹
3. Ordnung: Rauheit 	Rillen (vgl. DIN EN ISO 8785, [34]) ¹
4. Ordnung: Rauheit 	Riefen, Schuppen, Kuppen (vgl. DIN EN ISO 8785, [34]) ¹
5. Ordnung: Rauheit nicht mehr in einfacher Weise bildlich darstellbar	Gefügestruktur
6. Ordnung: nicht mehr in einfacher Weise bildlich darstellbar	Gitteraufbau des Werkstoffes

¹ ersetzt DIN 4761, [35]

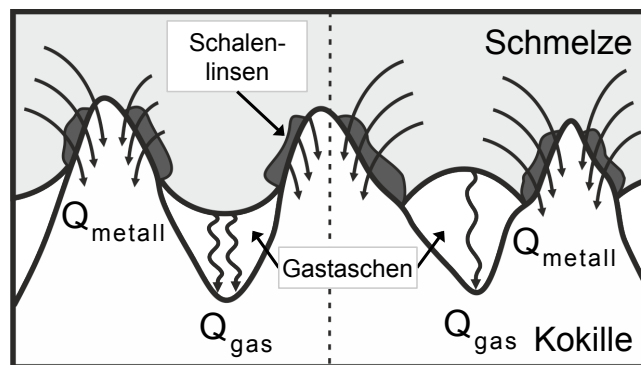


Abb. 2.7: Aufbau der Grenzschicht mit Erstarrungslinsen, Wärmeströmen und Benetzungsgüte: gute Benetzung (*linkes Teilbild*), schlechte Benetzung (*rechtes Teilbild*), nach [4, 38, 39]

2.3.2 Aufbau der Grenzfläche

Der Einfluss geometrischer Eigenschaften der Grenzflächetopografie und deren Bedeutung für die Erstarrung wurden erst 1965 durch Biloni und Chalmers [36] und eingehender 1972 von Prates und Biloni [37] fachlich hervorgehoben. Nach den in Unterabschnitt 2.3.1 definierten Gestaltsabweichungen ist auch eine technisch glatte Kokille mikroskopisch rau und wird von einer Schmelze mit schlechten Benetzungseigenschaften daher nur partiell benetzt, Abb. 2.7. Bei Gießbeginn trifft die überhitzte Schmelze auf diese Unebenheiten und breitet sich bis zur vollständigen Ausfüllung der Gießform auf der Fläche aus. Die Kontaktbedingungen sind aufgrund des geometrischen Profils der Kühlfläche bei Kontakt mit einer flüssigen Phase nichtideal und stellen durch eine diskrete Anzahl an Bereichen mit metallischen Berührungspunkten (an den *Erhebungen*) und solchen Flächen, die nicht durch Schmelze benetzt werden (in den *Vertiefungen*) einen *imperfekten Kontakt* dar [38–41]. Zwischen den Rauheitsspitzen stochastischer Oberflächenstrukturen befindet sich eingeschlossenes Gas unter den Schmelzenüberhängen. Ein Temperaturausgleich zwischen Schmelze und Kühlwasser findet in den jeweiligen Bereichen durch unterschiedliche Wärmetransportmechanismen statt:

- *Erhebungen*: Wärmetransport *Metall-Metall* durch Leitung.
- *Vertiefungen*: Wärmetransport *Metall-Gas-Metall* durch Leitung, Konvektion und Strahlung.

Nach Strezov et al. [42] werden 62 - 74 % des Wärmestroms bei einem *Metall-Metall* Flächenanteil von 1.8 - 2.5 % durch die benetzten Rauheitsspitzen übertragen. Der Beitrag des Wärmetransports durch Strahlung und Konvektion am Wärmetransport in den Gastaschen wurde

bei Experimenten mit Edelstahlschmelzen auf Kupfersubstraten hingegen auf lediglich 2 % beziffert [43] (in [42]). Mit fortschreitender Erstarrung vergrößert sich der Gasspalt durch die Kontraktion der Strangschale, wodurch der Einfluss der konvektiven Wärmeübertragung im Gas zunehmen könnte [44]. Gleichmaßen nimmt der Wärmewiderstand des festen Gusskörpers mit der Dicke der wachsenden Strangschale zu [45]. Die Bedeutung der Grenzflächentopografie für den Wärmetransport verringert sich daher mit der Dauer des Erstarrungsvorganges.

2.3.3 Arten der Wärmeübertragung und thermische Widerstände

Trifft eine Schmelze auf eine gekühlte Oberfläche, findet ein Temperatúrausgleich zwischen dem Fluid und dem Festkörper statt. Die Energiemenge, die für eine vollständige Erstarrung aus einem Schmelzvolumen der Masse m abgeführt werden muss, berechnet sich zu:

$$E = E_E + E_f = m \int_{T_{\text{sol}}}^{T_E} c_{p(T)} dT + m \Delta H_{\text{sol}} \quad (2.4)$$

T_E ist die Temperatur des überhitzten Aufgabestroms, T_{sol} die Solidustemperatur und ΔH_{sol} die während der Erstarrung freiwerdende Erstarrungsenthalpie.

Der entstehende Wärmefluss kann mithilfe verschiedener physikalischer Kenngrößen beschrieben werden. Diese sind der Wärmestrom Q sowie die einem flächenbezogenen Wärmestrom entsprechenden Wärmestromdichte q . Der Zusammenhang zwischen den Größen für ein erstarrendes Gussstück lautet:

$$Q = \frac{dE}{dt} = \frac{m(c_{p(T_E)} T_E - c_{p(T_{\text{sol}})} T_{\text{sol}}) + m \Delta H_{\text{sol}}}{\Delta t} \quad (2.5)$$

$$q = \frac{Q}{A} \quad (2.6)$$

Bei einem mehrdimensionalen Wärmefluss ist A und damit auch q eine vektorielle Größe.

Der Querschnitt einer Kokille und eines in Kontakt mit dieser stehenden Gussstückes besteht aus verschiedenen Schichten, die sich sowohl in geometrischen, materialspezifischen als auch thermischen Eigenschaften unterscheiden, Abb. 2.8. Das Temperaturgefälle zwischen der Schmelze und der Kokillenwand wird über den durch die Schichten tretenden Wärmestrom abgebaut. Jede Schicht bewirkt eine unterschiedlich starke zeitliche Hemmung des Ausgleichs, sodass die Temperaturverläufe innerhalb der Schichten individuelle Gradienten aufweisen.

Abb. 2.8 zeigt einen schematischen Temperaturverlauf im Bereich der Kokillengrenzfläche.

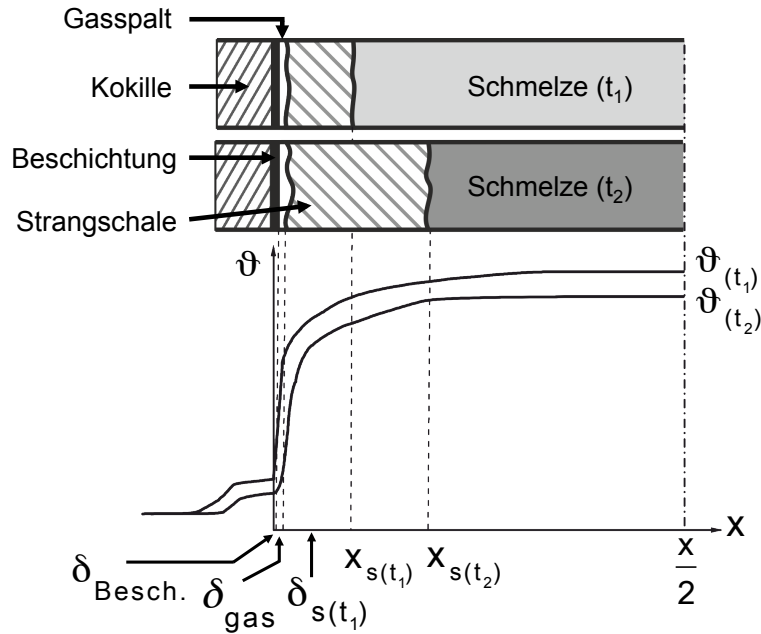


Abb. 2.8: Zeitliche Entwicklung von Temperaturverläufen zwischen Schmelze und Kokille, nach [46]

Zur Beschreibung des Zusammenhangs der Temperaturdifferenz und des Wärmestroms verwendet man analog zum *Ohm'schen Widerstand* einen Proportionalitätsfaktor. Der *thermische Gesamtwiderstand* (R_{th}) setzt sich bei einem vom Wärmestrom normal durchsetzten, mehrschichten Gebilde aus der Summe der Schichtwiderstände R_l gemäß Gl. 2.7 zusammen.

$$R_{th} = \frac{T_2 - T_1}{Q} = \sum_l R_l \quad (2.7)$$

Das Temperaturgefälle ($T_2 - T_1$) setzt sich dabei aus den außen am Gebilde herrschenden Temperaturen zusammen. Wie in Abb. 2.9 schematisch dargestellt, lässt sich der Gesamtwiderstand als eine Aneinanderreihung der Schichtwiderstände darstellen, wobei in $R_{th,s}$ die während der Erstarrung auftretende Kristallisationswärme und Umwandlungsenthalpie als zusätzliche Wärmequelle berücksichtigt ist. Die Entstehung und Entwicklung der einzelnen Schichten ist zeitabhängig, die Größe der Schichtwiderstände sowie R_{th} daher in den meisten Fällen transient.

Die Berechnung von R_l richtet sich nach den in der Schicht l zugrunde liegenden Wärmeübertragungsmechanismen. Tritt reine Wärmeleitung (*Superskript* λ) ohne konvektiven Anteil

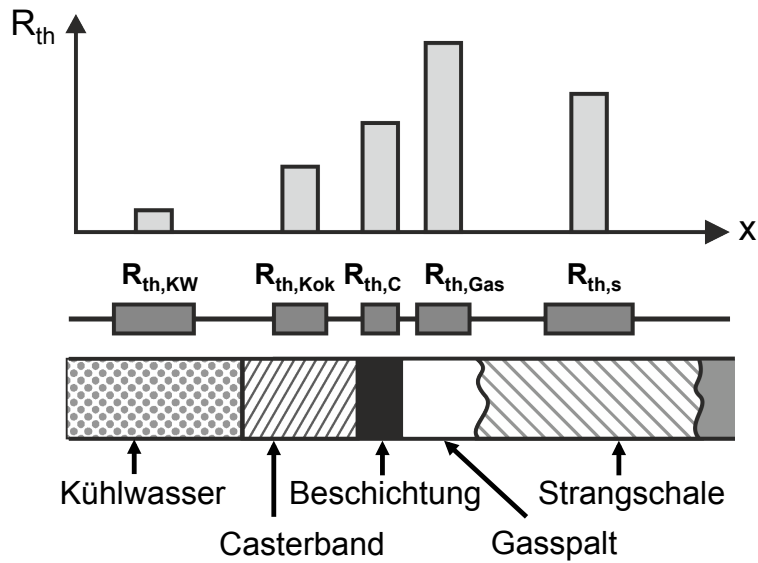


Abb. 2.9: Schematische Darstellung des Gießquerschnittes als thermische Widerstände

auf, wird der thermische Schichtwiderstand ermittelt zu:

$$R_l^\lambda = \frac{d_l}{\lambda_l A_l} \quad (2.8)$$

Diese Form des Wärmewiderstandes ist charakteristisch für die Strangschale sowie das Kokillenmaterial. Die charakteristische Länge d_l ist hierbei unter Annahme einer eindimensionalen, normal zur Kokillenwand verlaufenden Wärmeflussrichtung die Dicke der Schale bzw. die Kokillenwandstärke.

Bei flüssigen und gasförmigen Medien wie dem Kühlwasser, der aufgegebenen Schmelze oder dem zwischen Schmelze und Kokille eingeschlossenen Gas muss ein konvektiver Wärmetransport berücksichtigt werden. Ein Leitung und Konvektion berücksichtigender Schichtwiderstand (*Superskript h*) berechnet sich zu:

$$R_l^h = \frac{1}{\bar{h}_l A_l} \quad (2.9)$$

Hierbei ist \bar{h} der *durchschnittliche Wärmeübergangskoeffizient*. Im Gegensatz zur Wärmeleitfähigkeit λ ist \bar{h} keine Materialeigenschaft, sondern hängt von den geometrischen Bedingungen der mit dem Medium in Kontakt stehenden Fläche sowie den Strömungsbedingungen und Materialeigenschaften der flüssigen und festen Phasen ab.

Für die nach Schmelzkontakt im Gasspalt auftretende Strahlung (*Superskript ε*) zwischen Ko-

kille und Gussstück lässt sich der entsprechende Widerstand wie folgt beschreiben (h_r nach [47]):

$$R_l^\epsilon = \frac{1}{h_r A_l} = \frac{\epsilon_K^{-1} + \epsilon_S^{-1} - 1}{A_l \sigma_B (T_K + T_S)(T_K^2 + T_S^2)} \quad (2.10)$$

Hierbei ist T_K die Oberflächentemperatur der heißseitigen Kokillenfläche und T_S die Temperatur der dieser zugewandten Flüssigkeit- bzw. Strangschalenoberfläche.

Bei einem realen Gussstück findet eine Wärmeübertragung innerhalb einer Schicht (l) meist über mehrere der genannten Mechanismen (j) statt. Der resultierende Widerstand der parallel vorliegenden Übertragungsarten in der Schicht berechnet sich dann zu:

$$R_l^{ges} = \left(\sum_j \frac{1}{R_l^j} \right)^{-1} \quad (2.11)$$

Der Wärmestrom Q hängt nach Gl. 2.7 von den einzelnen, thermischen Widerständen ab. Da für die Berechnung der Einzelwiderstände die in der jeweiligen Schicht zum Zeitpunkt t vorliegenden, normal vom Wärmestrom durchsetzten Durchtrittsflächen A_l benötigt werden, ist für eine Lösung von Gl. 2.7 eine Quantifizierung aller Durchtrittsflächen notwendig. Diese hängt von der Form der Grenzflächentopografie (vgl. Unterabschnitt 2.3.2) sowie dem zeit- bzw. temperaturabhängigen Benetzungsgrad der Schmelze (siehe dazu z.B. [48]) ab.

Eine Ermittlung von A_l ist bei einem Gießverfahren zusätzlich zu der Komplexität der Bestimmung statischer Kontaktbedingungen durch den Einfluss anderer Gießparameter sowie transien- ter Vorgänge erschwert. Man bedient sich daher in der Praxis eines Proportionalitätsfaktors, dem *Wärmeübergangskoeffizienten* α . Durch die Einführung von α wird die Wärmestromdichte q beschrieben durch:

$$q = \alpha \Delta T \quad (2.12)$$

ΔT bezeichnet die Differenz zwischen der kaltseitigen Oberfläche der Schmelze (bzw. Strang- schale) T_S und der korrespondieren Kokillenoberflächentemperatur T_K . Die Notwendigkeit der Bestimmung von A_l sowie der Kenntnis der wirkenden Übertragungsmechanismen entfällt. Da α im Regelfall für instationäre Probleme nicht bekannt ist, ist die unmittelbare Anwendung von Gl. 2.12 zur Bestimmung der Wärmestromdichte in den meisten Fällen nicht möglich.

2.3.4 Berechnung des Temperaturfeldes und der Wärmestromdichte

Für einen Flüssigabschnitt lässt sich die zeitliche Temperaturverteilung unter der Annahme einer eindimensionalen Wärmeleitung und Konvektion mithilfe des *Zweiten Fourier'schen Gesetzes* beschreiben.

$$\frac{\partial(\rho H)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho v_z H)}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (2.13)$$

Die Materialkennwerte ρ und λ sind temperaturabhängig.

Im Bereich der Grenzfläche treten sowohl Leitung, Konvektion als auch Strahlung zwischen der Strang- und Kokillenoberfläche auf. Unter der Annahme einer vernachlässigbaren Wärmekapazität im Gasspalt entspricht der durch die Kokillenwand abfließende Wärmestrom jedoch dem zur gleichen Zeit aus der Strangschale abgeführten Wärmestrom, sodass über die Temperaturentwicklung in der Wand die Abkühlung der kokillenseitigen Gussstückoberfläche ermittelt werden kann. Für diesen Fall reduziert sich Gl. 2.13 zu:

$$\frac{\partial(\rho H)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (2.14)$$

Als Anfangs- und Randbedingungen für Gl. 2.14 gelten:

$$H_{(z,t=0)} = H_0 \quad (2.15)$$

$$T_{(z=N,t)} = Y_{(N,t)} \quad (2.16)$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=0} = q_{(t)} \quad (2.17)$$

Die Randbedingung in Gl. 2.16 setzt die Kenntnis der Temperaturen für den Zeitpunkt t am Messpunkt N voraus (*Dirichlet Bedingung*). Gleichung 2.17 ließe sich unter Verwendung von Gl. 2.12 auch schreiben als:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=0} = \alpha (T_S - T_K) \quad (2.18)$$

Unter der Voraussetzung, dass sowohl die Anfangsbedingung H_0 , die Wärmestromdichte $q_{(t)}$ und die gemessene Temperatur $Y_{(N,t)}$ bekannt sind, lässt sich das Temperaturfeld in einem Festkörper unmittelbar über Gl. 2.14 ermitteln. Ein solcher Fall wird als *direktes Problem* (oder auch *Vorwärtsproblem*) bezeichnet. Durch die stetige Abhängigkeit der Unbekannten $T_{(z,t)}$ von

den Anfangs- und Randbedingungen ist es zudem *korrekt gestellt*.

Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen zum Wärmetransport während der Erstarrung liefern Temperaturmessungen in der Kokillenwand Werte für Gl. 2.16. Schwieriger hingegen gestaltet sich die Ermittlung der Randbedingung 2.17, da der einfließende Wärmestrom die *Ursache* für das gemessene Temperaturfeld darstellt und als solches bei Messungen der *Wirkung* (hier: Temperaturfeld) nicht bekannt ist. Erschwerend kommt bei der Ermittlung von $q(t)$ hinzu, dass die Temperaturmesswerte nicht direkt in der Grenzfläche ermittelt werden können, sondern lediglich an diskreten Punkten im Kokillenmaterial aufgenommen werden. Durch die Ermittlung von $q(t)$ mithilfe eines Temperaturfeldes wird die Berechnung zu einem *inversen Problem*, bei dem die Veränderung von $q(t)$ für den Zeitschritt $n + 1$ iterativ ermittelt werden muss.

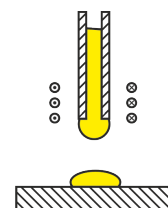
Weiterhin sind die in der Kokillenwand durchgeführten Temperaturmessungen durch ihren invasiven Charakter und der damit einhergehenden Beeinflussung des Temperaturfeldes sowie der sensorspezifischen Eigenschaften fehlerbehaftet. Die Störungen bzw. Fehler sowie der örtliche Versatz der Temperaturmessungen haben daher Auswirkungen auf den gesuchten Wert der Wärmestromdichte und gefährden die stetige Abhängigkeit der Temperaturen $T_{(z,t)}$ von den Messdaten. Das inverse Problem des Wärmeübergangs an Grenzflächen ist deshalb mathematisch *schlecht gestellt*.

Zur Lösung von Gleichung 2.13 unter Verwendung der ausgeführten Anfangs- und Randbedingungen wird ein Optimierungsalgorithmus angewendet. Dieser kann in Form einer *Parameter-* oder *Funktionsoptimierung* ausgeführt sein. Bei den experimentellen Untersuchungen zum Wärmeübergang bei Gussstücken hat sich die *Regularisationsmethode* nach Beck et al. [49] bewährt.

2.3.5 Experimentelle Ansätze zur Bestimmung der Grenzflächentemperaturen

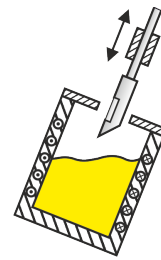
Der Wärmeübergang an der Kokillengrenzfläche wird für die zuvor beschriebenen, endabmessungsnahen Gießverfahren entweder anhand prozessnaher Experimente (im Labor- oder Produktionsmaßstab) oder an stilisierten Experimentalaufbauten untersucht. Zu letzteren gehören beispielsweise:

- **Tropfenexperimente** (*sessile drop experiments*):
 - exemplarischer Aufbau (rechts) nach Nolli et al. [50]
 - siehe z.B.: [50–60]



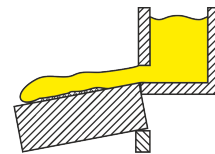
- **Eintauchexperimente:**

- exemplarischer Aufbau (rechts) nach Strezov et al. [42]
- siehe z.B.: [42, 61–66]



- **Überlaufexperimente:**

- exemplarischer Aufbau (rechts) nach Badowski [48]
- siehe z.B.: [45, 48, 67–71]



Bei den drei aufgezählten Vorgehensweisen besteht der Vorteil darin, dass einzelne Prozessparameter isoliert von den komplexen Zusammenhängen realer Anlagen analysiert werden können. Andererseits besteht die Gefahr, dass sich diese Vereinfachungen nachteilig auf eine unmittelbare Anwendbarkeit der Erkenntnisse unter produktionsnahen Bedingungen auswirken, da unter Umständen prozessbestimmende Wechselwirkungen von Einflussfaktoren bei der verwendeten Methodik unterdrückt wurden.

Die Quantifizierung der Wärmeübertragung wird bei einem Großteil der Experimente mithilfe einer Temperaturmessung in einer oder mehreren Schichten der Grenzflächenregion erreicht. Es kann sich dabei um die Ermittlung von Temperaturen innerhalb der Schmelze², der Schmelzen- bzw. Schalenoberfläche³ oder der Temperaturen innerhalb des Kokillenmaterials⁴ handeln. Aus experimenteller Sicht ist die Ermittlung des Temperaturfeldes in der Kokillenwand aufgrund der einfachen Instrumentierung mit Sensoren die heute bevorzugte Methode. Für die Ermittlung des Wärmestroms werden dafür zwei oder mehr Messstellen im Experimentalaufbau vorgesehen. Die Ermittlung des zeit- und ortsabhängigen Verlaufes von q wird mit steigender Anzahl von Messstellen vereinfacht. Nachteilig an der Verwendung von Thermoelementen ist der durch die invasive Einbauart und den imperfekten Kontakt zur Kokille entstehende Messfehler sowie die je nach Messstellengröße variierende Ansprechzeit des Sensors.

Alternative Konzepte zur Vermeidung einiger Nachteile konventioneller Thermoelemente sind *semi-intrinsische Thermoelemente* [39, 51, 57, 75, 76], *Ultraschallmessungen* [64], die Verwendung von *temperaturempfindlichen Filmen* [53, 74] sowie der Einsatz *optischer Sensoren* (z.B. Photodioden [52, 57, 77] oder Pyrometer [73]).

² siehe z.B.: [45, 63, 72]

³ siehe z.B.: [53, 53, 55, 58–60, 65, 73, 74]

⁴ siehe z.B.: [42, 48, 50–52, 54, 56, 57, 61–63, 65, 67–71]

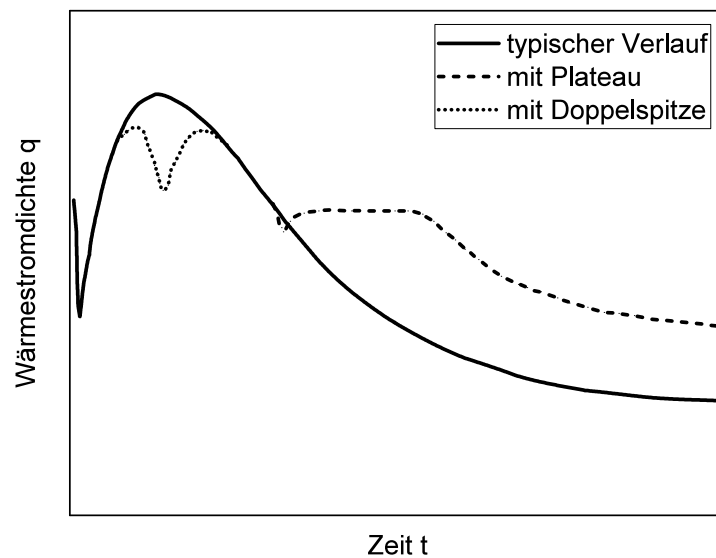


Abb. 2.10: Schematische Darstellung möglicher q -Verläufe (*typischer Verlauf*: Daten aus [78])

2.3.6 Typische Charakteristika der Wärmestromdichte an der Grenzfläche

Abb. 2.10 zeigt schematisch mögliche Verläufe der Wärmestromdichte innerhalb einer instrumentierten Kokillenwand nach der Beaufschlagung mit Schmelze, ermittelt aus den gemessenen Temperaturmessdaten der eingelassenen Thermoelemente. Der Verlauf lässt sich in vier Abschnitte gliedern:

1. Vereinzelt auftretende, anfängliche Fluktuationen von $q(t)$.
2. Rascher Anstieg von $q(t)$ bis zu einem Maximalwert q_{max} .
3. Mit dem Erreichen von q_{max} schneller, jedoch mit der Zeit abklingender Abfall von $q(t)$.
4. Eventuelle Unregelmäßigkeiten wie die Bildung eines Plateaus unmittelbar nach q_{max} (vgl. [70, 71]) oder einer zweiten Wärmestromspitze (vgl. [63]).

In verschiedenen Literaturquellen wird versucht, den Verlauf von q formelmäßig zu beschreiben. Muojekwu et al. [63] nehmen dabei für den ersten Anstieg sowie den nach q_{max} einsetzenden, scharfen Abfall von q eine lineare Zeitabhängigkeit an. Für größere Zeiten wird eine exponentielle Funktion, basierend auf der kokillen- und schmelzseitigen Wärmeausdehnung sowie der Wärmeleitfähigkeit vorgeschlagen. Eine vereinfachte formelmäßige Beschreibung von q wurde

von Netto et al. [71] erarbeitet. Der zeitliche Verlauf einer *normalisierten Wärmestromdichte* q/q_{max} kann demnach angesetzt werden als:

$$q/q_{max} = Bt^{-c} \quad (2.19)$$

In Fällen, bei denen ein Plateau in den Messungen aufgezeichnet wird, ändert sich Gl. 2.19 für die Zeitabschnitte nach Durchlaufen des Plateaus zu:

$$q/q_{max} = B_1 e^{-et} \quad (2.20)$$

Werte der Fitparameter B , B_1 , c und e sind für den speziellen Versuchsaufbau sowie die verwendeten Beschichtungen in [71] dokumentiert. Auch wenn die theoretischen und gemessenen Werte für diesen Versuchsaufbau gute Übereinstimmungen zeigen, wurde die Gültigkeit der Zusammenhänge durch andersartige Experimente bisher nicht bestätigt.

Ein quantitativer Vergleich der Ergebnisse erweist sich durch die unterschiedlichen Experimentalbedingungen und Ergebnispräsentationen als schwierig. Während in vielen Literaturstellen q -Verläufe für unterschiedliche Zeitabschnitte zu finden sind, geben nur wenige Quellen die korrespondierenden Temperaturkurven sowie zur Auswertung benötigten Daten (z.B. Lage der Thermoelemente von der Substratoberfläche, Absolutfehler und Ansprechzeit der Sensoren, kaltseitige Randbedingung) an. Außerdem kann ein Vergleich von Wärmeströmen verschiedener Schmelzmaterialien aufgrund unterschiedlicher, thermomechanischer Vorgänge während der Erstarrung (siehe z.B. *peritektische Umwandlung* in Unterabschnitt 2.4.5) zu abweichenden Ergebnissen führen. Für Eisen- und Stahlschmelzen sind in vier Eintauchexperimenten [42, 65, 78, 79], zwei Tropfenexperimenten [54, 56] und zwei Überlaufversuchen mit schmelzseitiger Temperaturmessung [45, 80] Wärmestromdichten bestimmt worden. Die Ergebnisse der Untersuchungen sind als Datenbereiche in Abb. 2.11 zusammengefasst. Bei den dargestellten Ergebnissen werden in den q -Verläufen der kurzen Auswertezeiten die Schwankungen vor Erreichen des realen q_{max} ignoriert. Lange Auswertezeiten sind aufgrund der Messtechnikspezifikationen erst ab $t = 1$ s dargestellt. Die Hüllkurven wurden für eine bessere Lesbarkeit geglättet.

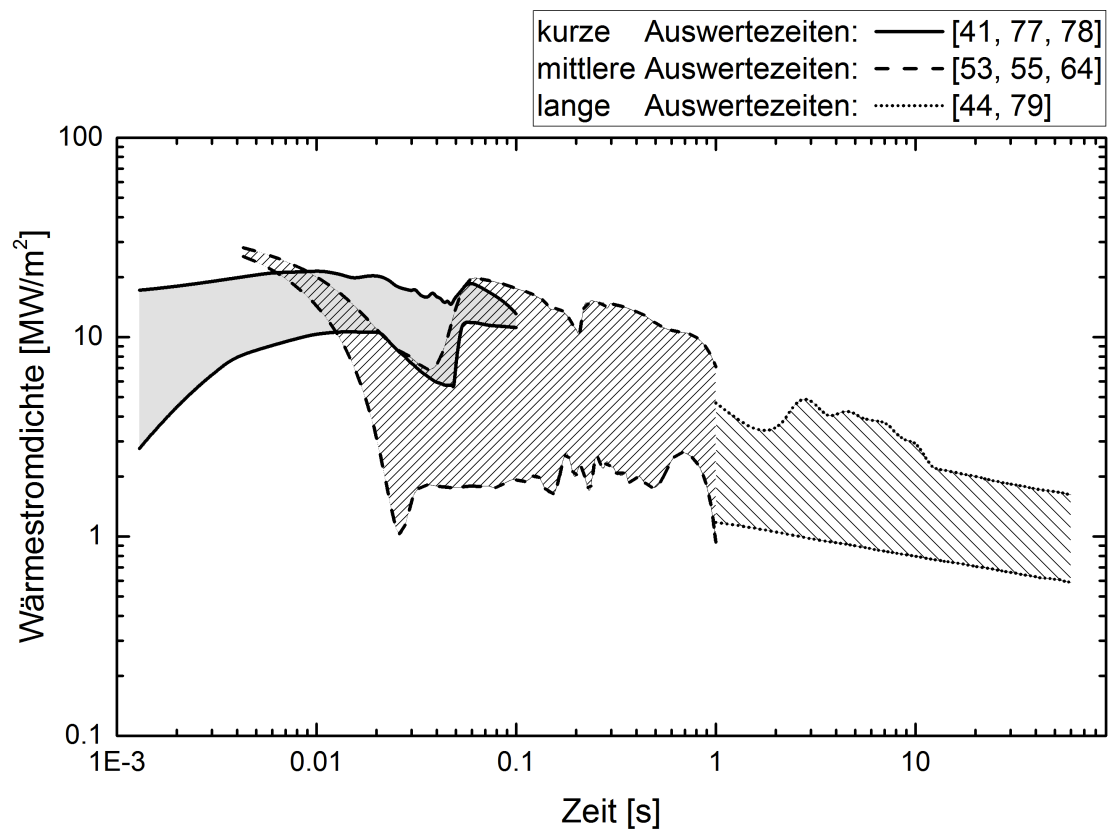


Abb. 2.11: Wertebereich der Wärmestromdichte bei der Erstarrung von Eisen- und Stahlschmelzen für Untersuchungen mit unterschiedlichen Auswertezeiträumen

2.4 Einflussgrößen auf den Wärmeübergang

2.4.1 Übersicht

Wie in den vorausgegangenen Abschnitten beschrieben, hängt der Wärmeübergang von Faktoren wie der Gasspaltentstehung, der Dicke der Strangschale oder dem Vorhandensein von weiteren Zwischenschichten (z.B. Oxidabscheidung oder technischen Beschichtungen) ab. Es gibt eine Vielzahl technischer Einflussmöglichkeiten, deren Auswirkungen auf den Erstarrungsprozess beim endabmessungsnahen Gießen im Folgenden beschrieben werden sollen. Viele dieser Parameter können nicht oder nur schwer im industriellen Maßstab variiert werden, während die Auswirkungen anderer technischer Einstellgrößen bislang nicht eindeutig identifiziert worden sind. Ferry [4] fasst eine Auswahl von Parametern sowie deren Wirkungen auf den Wärmefluss zusammen, wobei nicht zwischen Horizontalbandguß, Twin-Roll oder verwandten Technologien unterschieden wird, Tab. 2.6.

In diesem Abschnitt werden die Erkenntnisse aus früheren Untersuchungen wiedergegeben, auf

Tab. 2.6: Einfluss verschiedener Gießparameter auf den Wärmeübergang, nach Ferry [4]

Gießparameter	Parameter- veränderung	Auswirkung auf	
		W.-übergangskoeff.	Wärmestromdichte
Gießgeschwindigkeit (v)	↑	↑ α	↑ q_{max}
Überhitzung (T_E)	↑	↑ α	↓ q_{max}
Kokillenrauheit (R_a)	↑	↓ α	↑ q_{max}
Atmosphäre (λ)	↑	↑ α	↑ q_{max}
Anpressdruck (p)	↑	↑ α	↑ \tilde{q}
Dicke Grenzschicht-Oxidschicht (δ)	↑	↓ α	↓ q_{max}
Dicke Grenzschicht-Gas/Flüssigfilme (δ)	↑	↓ α	
Wärmeleitfähigkeit Beschichtungen (λ)	↑	↑ α	↑ q_{max}
Legierungsschmelzpunkt (T_m)	↑	↑ α	↑ \tilde{q}
Schmelzenzusammensetzung / Benetzungswinkel (θ)	↑	↓ α	↓ q_{max}
Wärmeleitfähigkeit Kokillenmaterial (λ)	↑	↑ α	↑ q_{max}

denen das in Kapitel 3 beschriebene Versuchsprogramm aufbaut. Die folgenden vier Einflussfaktoren wurden sowohl hinsichtlich ihrer Wirkung als auch anhand der Anwendbarkeit ihrer Einstellung an der Technikumsanlage ausgewählt:

- Substratstrukturierung
- Oberflächenbeschichtung
- Atmosphäre
- Chem. Zusammensetzung der Schmelze

2.4.2 Struktur der Substratoberfläche

Untersuchungen zur gezielten Anpassung der geometrischen Oberflächenstruktur der Kokille an die Anforderungen einer verbesserten Erstarrung wurden sowohl unter praxisnahen Umständen an Twin-Roll- und Horizontalbandgießanlagen als auch durch Eintauch- und Tropfenexperimente im Labormaßstab durchgeführt. Generell lassen sich die Untersuchungen nach den in Unterabschnitt 2.3.1 beschriebenen Kategorien einteilen in:

1. Versuche unter Einfluss *mikroskopischer Gestaltsabweichungen* der Substratoberfläche, durchgeführt mit:
 - a) stochastisch verteilten Strukturen (poliert, kugelgestrahlt, geschliffen)
 - b) deterministischen Muster (Nuten, Sicken, Pyramiden)
2. Versuche unter Einfluss *makroskopischer Gestaltsabweichungen* der Substratoberfläche (z.B. Noppen, Sicken, Pyramidenstümpfe)

Im Folgenden werden die Erkenntnisse aus beiden Kategorien kurz zusammengefasst.

Experimente mit mikroskopisch strukturierten Kokillen

Verschiedene Quellen befassen sich mit dem Effekt einer im Submillimeterbereich angepassten Kokillentopografie auf den Wärmeübergang sowie der daraus resultierenden Beeinflussung der geometrischen Qualität des Gussbandes. In den Tabellen 2.7, 2.8 und 2.9 wird eine Übersicht der experimentellen Vorgehensweisen sowie den verwendeten Schmelzen- und Kokillenmaterialien gegeben. Da die Ergebnisse der Literaturstellen zum Teil widersprüchlich sind, ist ein eindeutiger Effekt mikroskopischer Oberflächenstrukturen nicht erkennbar.

Birat et al. [84] (in [23]) führen folgende allgemeine Wirkungen aufgerauter Kokillenflächen beim Single-Roll Verfahren an:

- Die allgemeine Bandqualität steigt mit der Rollenrauheit.
- Geringere Rauheiten werden vollständig auf das Band übertragen, größerer hingegen nicht.
- Die Erstarrung der Schmelze beginnt lokal an den Rauheitsspitzen.
- Zwischen den Spitzen wird die Schmelze von der Oberflächenspannung gehalten.
- Fehler können durch unterschiedliche Rauheiten entstehen.

Eine Übersicht der in der Literatur untersuchten Rauheiten ist in Tab. 2.10 aufgeführt. Für die mikroskopische Oberflächengüte von DSC-Casterbändern gibt Guthrie [85] 5 - 14 μm als typische Casterbandrauheiten an.

Einige der genannten Quellen befassen sich nicht explizit mit dem Wärmeübergang, sondern definieren die *geometrischen Gussbändeigenschaften* als Untersuchungsmerkmal. Der Begriff der *Bandqualität* muss daher genauer definiert werden. Verwendete Unterscheidungsmerkmale sind die Gleichmäßigkeit der Gussstückunterseite [23, 37, 39, 63, 71, 87], Dickenunterschiede [62] oder etwaige Defekte wie Risse [23].

Untersuchungen zum Abbildungsverhalten der mit sandgestrahlten Kokillenflächen in Kontakt stehenden Gussbandunterseiten zeigen, dass die Größe der Oberflächenrauheit einen wesentlichen Einfluss auf das Abbildungspotential des Gussstückes hat. Nach Netto et al. [71] führen glattere Kokillenflächen bei Aluminiumschmelzen zu ebenfalls geringeren Gussstückrauheiten.

Tab. 2.7: Mikrostruktur:
Exp.-Art

Exp.-Art	Quelle
Tropfen Eintauch	[39, 51, 59, 60] [61–63, 78] [42]
Überlauf Twin-Roll	[48, 71] [23, 81, 82]

Tab. 2.8: Mikrostruktur:
Substratmaterial

Sub.-Mat.	Quelle
Stahl	[63, 71, 81, 82] [23, 59, 60]
Gusseisen	[63]
Ni-Leg.	[39]
Al-Leg.	[59]
Cu-Leg.	[51, 62, 63, 78] [42, 60, 81, 83] [23, 59]

Tab. 2.9: Mikrostruktur:
Schmelzmaterial

Schm.-Mat.	Quelle
Stahl	[42, 78, 82] [23, 60, 81]
Sn-Leg.	[39]
Ni-Leg.	[59]
Cu-Leg.	[60, 62, 83]
Al-Leg.	[37, 63, 71] [51]

Tab. 2.10: Mikrostruktur: Stochastische Rauheit

Quelle	R_a [μm]
[62]	0.2 - 9.3
[51]	0.2 - 6.4
[39]	0.3 - 15.88
[86]	0 - 18
[87]	10 - 16
[63]	0.018 - 10.56
[71]	11 - 18
[60]	0.29 - 2.88
[23]	1 - 12

Die Ergebnisse sind konsistent mit den Twin-Roll Versuchen von Zimmermann [23] sowie den von Muojekwu et al. [63] durchgeführten Eintauchversuchen. Wie in Abb. 2.12 zu sehen ist steigt die Bandrauheit $R_{a,S}$ fast linear mit der Rollenrauheit $R_{a,R}$ an. Ob ein ähnlicher Zusammenhang beim Horizontalbandgießen besteht, ist bislang nicht untersucht worden.

Für Zinntropfen werden von Loulou et al. [39] gegensätzliche Ergebnisse zu den in Abb. 2.12 gezeigten Abhängigkeiten präsentiert, wonach Nickelsubstrate mit geringeren R_a -Werten zu rauerer Kontaktflächen führen.

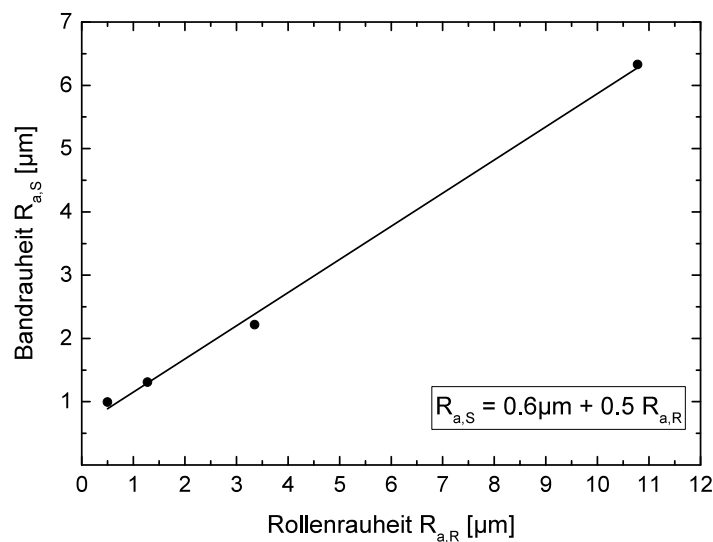


Abb. 2.12: Zusammenhang zwischen Rollenrauheit $R_{a,R}$ und Bandrauheit $R_{a,S}$ beim Twin-Roll Verfahren, nach [23]

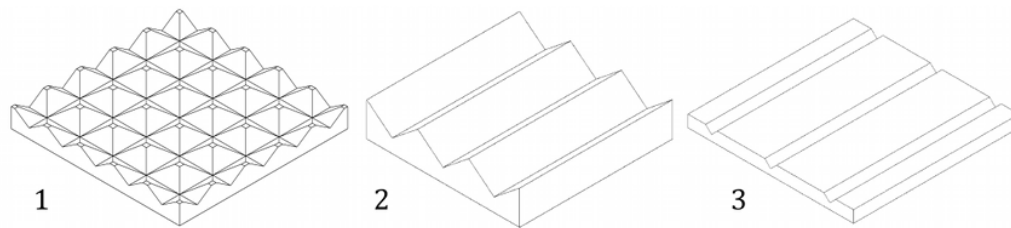


Abb. 2.13: Substratstrukturen bei Eintauchexperimenten. Nr.1: [42], Nr.2: [61, 78], Nr.3: [62]

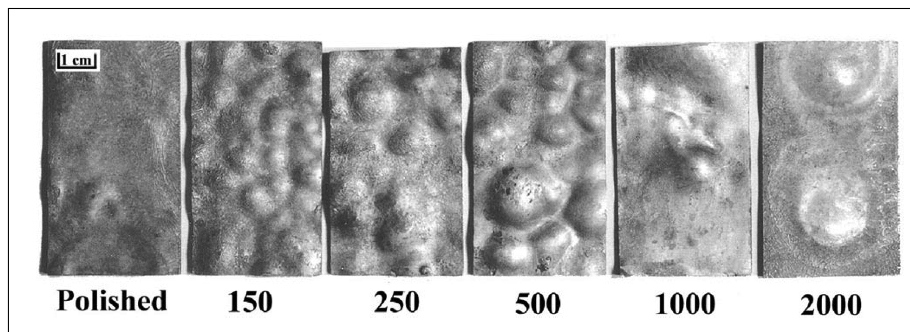


Abb. 2.14: Heißseitige Oberflächen einer erstarrten Kupferlegierung in Abhängigkeit des Nutenabstandes (Zahlenangabe: Oberflächenqualität bzw. Nutenabstand [μm]) [62]

Der Effekt von deterministischen Substratoberflächenstrukturen auf die Gleichmäßigkeit der Erstarrung wird von Bouchard et al. [62] anhand von Eintauchexperimenten mit gesickten Substratplatten untersucht, Abb. 2.13. Ausgewertet wird neben dem Temperaturverlauf im Substratmaterial auch die Form der an den Platten erstarrten Schalen. Heißseitig sind knollenförmige Auswüchse zu sehen, die je nach Substratstruktur in Größe und Verteilung variieren, Abb. 2.14. Es zeigt sich, dass die Gleichmäßigkeit der Schale (also eine verringerte Größe der Knollen) mit glatteren Substraten (Abb. 2.14: v.r.n.l.) zunimmt.

Hinsichtlich der Rissanfälligkeit der Gussstücke wurde eine deutliche Verschlechterung durch die Verwendungen glatterer Kokillenoberflächen beim Twin-Roll Verfahren nachgewiesen [23, 24, 82]. Sowohl die Anzahl als auch Länge der Risse steigen demnach mit kleineren R_a -Werten der Rollenmäntel an.

Die Temperaturprofile der Gussbänder nach Austritt aus dem Rollenspalt zeigen eine Häufung rissbefallener Abschnitte im Bereich der gegenüber den Gussbandkanten kälteren Bandmitte, Abb. 2.15. Verglichen mit Versuchen aufgerauter Rollenmäntel zeigen die Gussbänder der Versuche mit glatteren Rollen nach Verlassen des Rollenspaltes ebenfalls starke Temperaturluktuationen über die Gießdauer [23].

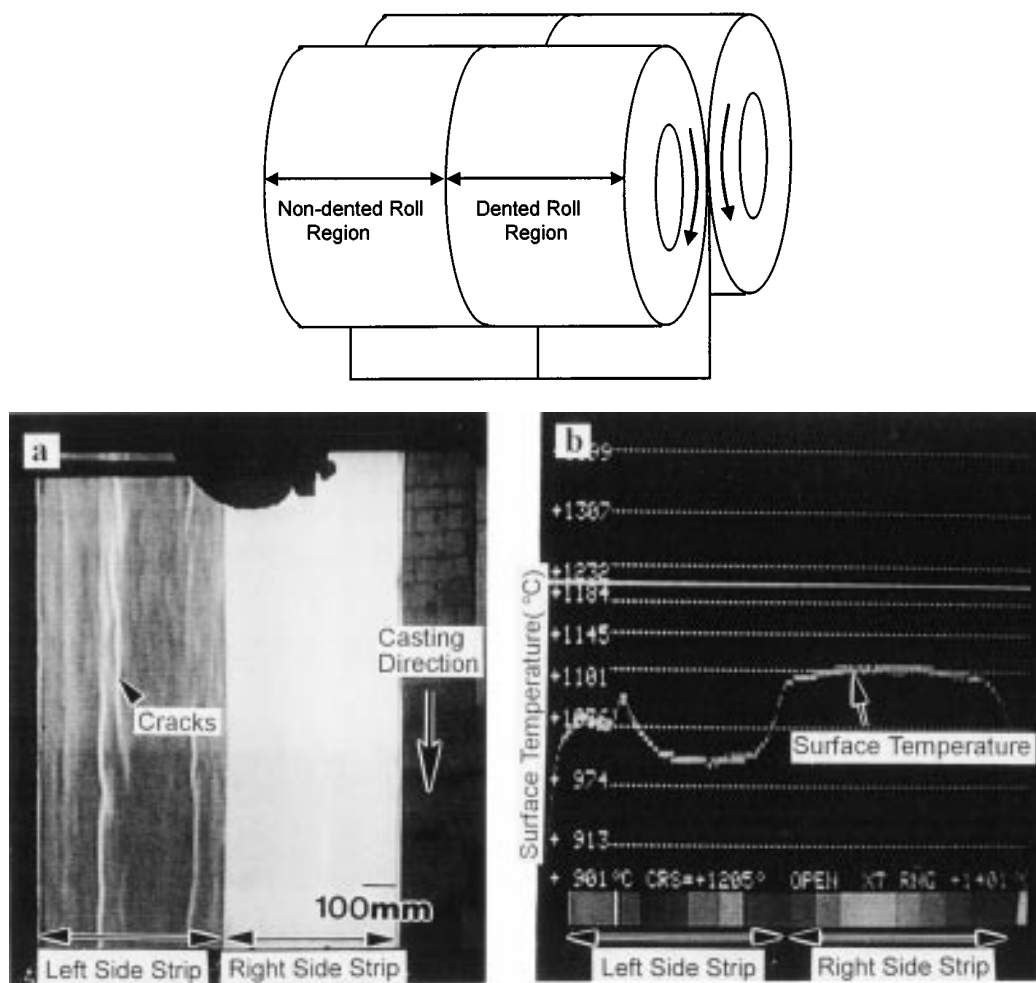


Abb. 2.15: Optische Eindrücke (a) und Temperaturverlauf (b) eines Gussbandes nach Verlassen eines Twin-Roller Rollenspaltes. Gießrollenmodifikation: Linke Hälfte glatt, rechte Hälfte mikroskopisch mit deterministisch verteilten Eindrücken (ca. 0.6 mm Durchmesser) strukturiert [24]

Aufgrund der Ergebnisse der Experimente mit Oberflächenstrukturierungen ist laut Loulou et al. [39] somit ein R_a -Schwellenwert denkbar, an dem eine optimale Qualität der Gussstückunterseite erreicht werden kann. Die Ermittlung eines solchen Schwellenwertes kann mit einer Korrelation zwischen Rauheit und Wärmeübergang verknüpft werden.

Anhaltspunkte für den Zusammenhang zwischen den geometrischen Kokilleneigenschaften und dem Wärmefluss wurden schon in älteren Untersuchungen vermutet [37]. Wie in Abb. 2.16 zu sehen ist, konnte dabei eine gute Übereinstimmung zwischen den Spitzen eines Kupfersubstrates und den Keimstellen in einer erstarrten Kupferlegierung nachgewiesen werden.

Es wird heute allgemein angenommen, dass hervorstehende Strukturen (Rauheitsspitzen oder deterministische Oberflächengebilde) als Keimbildungsorte fungieren [48, 61, 76, 87, 88]. Loulou et al. [39] vermuten den Ort der Keimbildung am Triplepunkt Schmelze/Gas/Substrat. Es wird von einer weit in das Gussstück fortgesetzten Vergleichmäßigung der dendritischen Grenzschicht bei aufgerauten Kokillenflächen berichtet [89] (in [81]). Andere metallografische Untersuchungen zeigen hingegen, dass größere Sekundärdendritenarmabstände ($SDAS$) und eine geringere Keimstellendichte bei Versuchen mit aufgerauten Substratflächen vorliegen [63, 87]. Folglich nimmt der Wärmestrom mit glatteren Kokillenoberflächen zu.

Im Rahmen der Experimente mit mikroskopischen Rauheiten wurden aus den Temperaturverläufen die Veränderung der *Wärmekontaktwiderstände* an der Grenzfläche, die *Wärmestromdichten* und *Wärmeübergangskoeffizienten* berechnet. Erstere sind in Abb. 2.17 dargestellt, wonach glattere Kühlflächen zu geringeren und gleichmäßigeren Kontaktwiderständen führen. Bei größeren R_a -Werten hingegen nimmt die Zeitabhängigkeit von R_{th} zu. Die resultierenden Wärmestromdichten zeigen einen höheren Maximalwert q_{max} für die polierten und glatteren Substrate. Abb. 2.18 gibt Ergebnisse für Tropfenexperimente mit Aluminiumtropfen gleicher Ausbreitungsgrade ($\xi = \frac{D_e}{D_a}$) in sauerstoffhaltiger Atmosphäre wieder.

Die Erkenntnisse decken sich mit Daten aus den an das Horizontalbandgießen angelehnten Experimenten von Netto et al. [71], wonach eine geringere Rauheit neben höheren q_{max} -Werten ebenfalls zu einem schnelleren anschließenden Absinken der Wärmestromdichten führt. Entsprechend nimmt der Wärmeübergangskoeffizient α (bzw. h_1 in Abb. 2.19) mit rauerer Kontaktflächen ab [23, 59, 60, 63, 71].

Die Schwierigkeit bei der Definition eines nach Loulou et al. [39] vorgeschlagenen Rauheit-Schwellenwertes sind die Wechselwirkungen zwischen R_a und weiteren Parametern. So zeigen Wang und Matthys [59], Zimmermann [23] sowie Thiemann [81], dass eine Verstärkung des Effektes der Rauheit

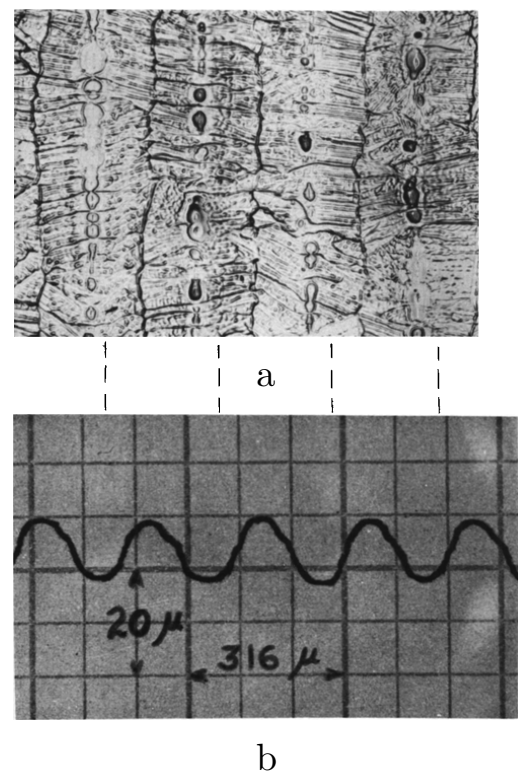


Abb. 2.16: Aufnahmen der Keimstellen auf der Unterseite eines Kupfergussstückes (a) und der Topografie des Kupfersubstrates (b) [37]

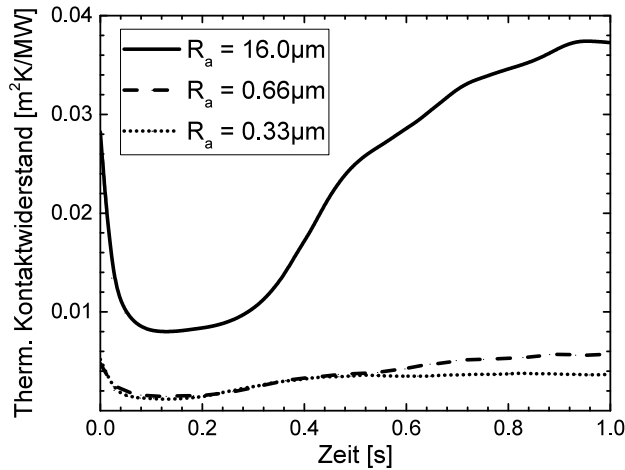


Abb. 2.17: Entwicklung des therm. Kontaktwiderstandes bei unterschiedlichen mikroskopischen Rauheiten der Substratfläche, nach [39]

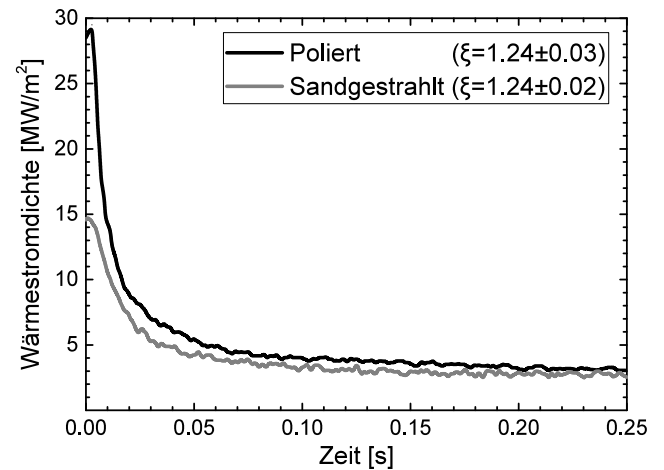


Abb. 2.18: Wärmestromdichte für ein Tropfenexperiment mit Aluminiumtropfen auf Substraten unterschiedlicher Rauheiten, nach [51]

durch die Wahl des Kokillenwerkstoffes (vermutlich aufgrund der verschiedenen Wärmeleiteigenschaften) möglich sein könnte, Abb. 2.19 u. 2.20. Bei Netto et al. [71] wird die Wirkung von R_a mit verschiedenen Beschichtungsmaterialien in Verbindung gebracht. Wang und Matthys [59] hingegen zeigen den Einfluss des Schmelzmaterials auf die Auswirkungen der Kokillenrauheit während Loulou et al. [39] auf den Effekt der Überhitzung bei Substraten mit unterschiedlichen Rauheiten hinweisen. Alle Faktoren können mit der Viskosität der Schmelze sowie den Benetzungseigenschaften zwischen Fest- und Flüssigphase in Verbindung gebracht werden und unterstreichen den Einfluss der metallischen Kontaktfläche zwischen Schmelze und Substrat [81].

Die Benetzungseigenschaften sind auch bei deterministischen Kokillenstrukturen ausschlaggebend für die Höhe und Verlauf des Wärmestroms [48]. Für sicken- oder pyramidenförmige Kokillenoberflächen wird die Flankensteigung als maßgeblicher Faktor für Höhe und Verlauf des Wärmestroms identifiziert [38, 42]. Die experimentell untersuchten Strukturen verschiedener Quellen sind in Abb. 2.13 (S. 30) zu sehen. Demnach ist nicht die Höhe der Pyramidenspitzen bzw. Sickentiefen, sondern die Kombination der Elementhöhe mit dem zwischen den Vertiefungen eingebrachtem Abstand ausschlaggebend für das Temperaturprofil im Substrat. Nach Badowski [48] ist der Einfluss der Flankensteigung vor allem auf die unterschiedlichen Benetzungseigenschaften der Schmelze bei Kontakt mit den Strukturelementen zurückzuführen. Wie anhand der Ergebnisse von Bouchard et al. [62] zu sehen ist, kann die Gleichmäßigkeit

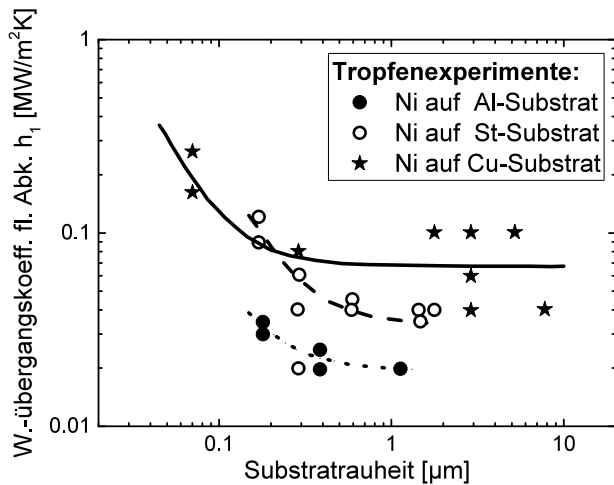


Abb. 2.19: Einfluss der Substratrauheit auf den Wärmeübergangskoeff. h_1 bei der flüssigen Abkühlung, nach [59]

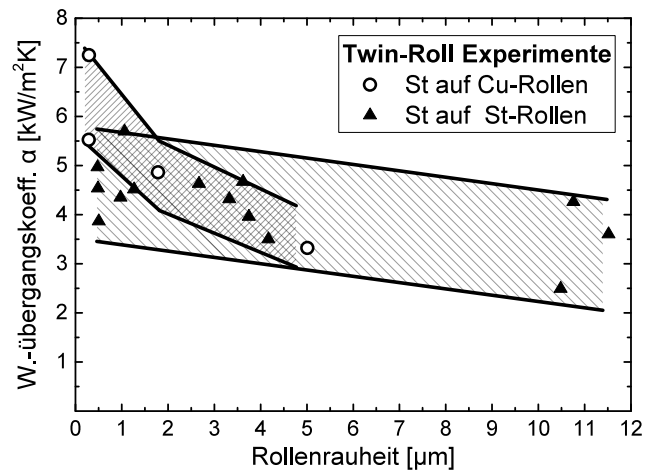


Abb. 2.20: Wertebereiche des Wärmeübergangskoeff. α für div. Rollenmaterialien und Rauheiten, nach [23]

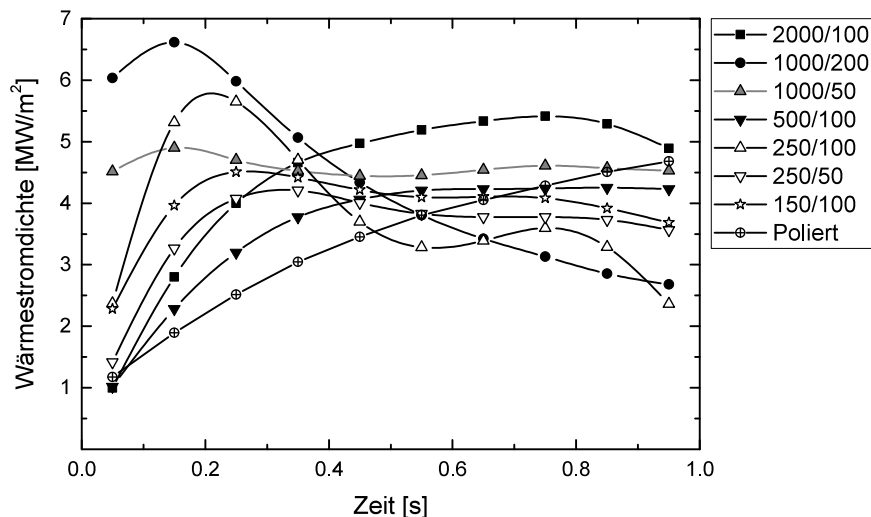


Abb. 2.21: Ergebnisse aus Substratversuchen mit unterschiedlichen Oberflächenbeschaffenheiten (1. Ziffer: Sickenabstand $[\mu\text{m}]$, 2. Ziffer: Sickentiefe $[\mu\text{m}]$), nach [62]

des Wärmeübergangs über die Form und Lage der Strukturelemente gezielt verbessert werden (siehe Daten der Substratstruktur 1000/50 in Abb. 2.21).

Die Ergebnisse der mikroskopischen Untersuchungen zeigen einen messbaren Einfluss der mikroskopischen Rauheit bzw. feiner Strukturen auf die Oberflächenqualität der Gussstücke und den Wärmeübergang. Feinere Gestaltsabweichungen führen dabei mit Ausnahme polierter Flächen vermutlich zu höheren und gleichmäßigeren Wärmestromdichten sowie glatteren Gussstückober-

flächen. Generell lassen die Untersuchungen das Vorhandensein eines kritischen Rauheitswertes vermuten, wobei dieser sowohl von der Art, Form als auch Größe der Strukturen abzuhängen scheint.

Experimente mit makroskopisch strukturierten Kokillen

Makroskopische Gestaltsabweichungen, also solche die laut der Definition auf S. 13 im Millimeter- bzw. Zentimeterbereich liegen wurden durch verfahrenсна Experimente im Labormaßstab [13, 15, 24, 90, 91], Eintauchexperimente [92] sowie numerische Simulationen [93, 94] untersucht.

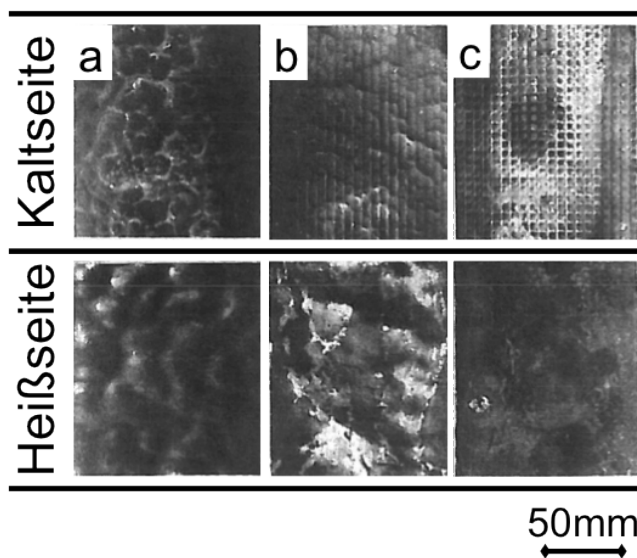


Abb. 2.22: Kaltseite (oben) und Heißseite (unten) dreier Strangschalen, erstarrt auf Substraten mit glatter (a), 2D (b) und 3D Struktur (c); Eintauchzeit: 9 s, nach [92]

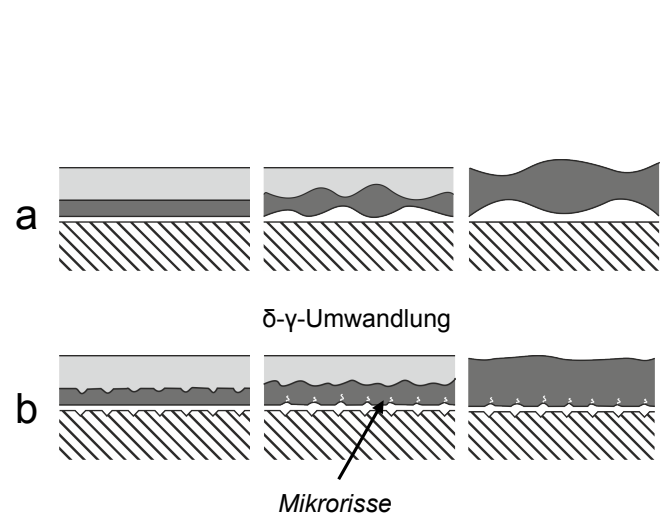


Abb. 2.23: Modellvorstellung des Einflusses glatter (a) und makroskopisch strukturierter (b) Flächen auf die Erstarrung und den Strangquerschnitt, nach [92]

In Eintauchexperimenten mit Kohlenstoffstählen zeigen Murakami et al. [92] die Wirkung großflächiger Sicken bzw. Pyramidenstümpfen gegenüber glatten Kühlflächen. Analog zu Bouchard et al. [62] sind die optischen Merkmale der erstarrten Gussstücke wiedergegeben. Die Fotos der Gussstückoberflächen in Abb. 2.22 zeigen bei größeren Substratstrukturen eine Zunahme der Substratstrukturabbildung sowie eine Reduzierung heißseitiger Aufwölbungen (nach [92]: *Schildkrötenmuster*). Eine plausible Erklärung ist in Abb. 2.23 skizziert, wonach die Aufwölbungen auf einer glatten Kokille aufgrund der γ/δ -Transformation sowie daraus entstehender

Volumenkontraktionen auftreten. Liegen Nuten vor, bilden sich in Bereichen ohne Substratkontakt oberflächennahe Risse, welche zu einem Spannungsabbau in der Strangschale führen und somit ein Aufwerfen derselbigen verhindern. Ein Nutenabstand von 5 mm wurde von Murakami et al. [92] als beste Oberflächenstruktur für eine gleichmäßige Schalendicke identifiziert.

Ein durch Gießbandstrukturen hervorgerufenen Wiedererwärmen der Schale ist auch laut Spitzer [90] eine Möglichkeit zur Verbesserung der geometrischen Gleichmäßigkeit horizontal vergossener Produkte. Der Effekt wird mit dem wärmestromhemmenden Einfluss von Gießpulver verglichen [95]. Ein gesteuertes Abheben der Strangschale sowie eine damit verbundene Dämpfung der Kühlung in den Strukturzwischenräumen sollen sich dabei positiv auf die Erstarrungsvorgänge auswirken. Demnach wird durch eine Reduzierung des Wärmeflusses in abgehobenen Strangsegmenten eine Wiedererwärmung des erstarrenden Materials hervorgerufen, was zum Abbau thermischer sowie umwandlungsbedingter Spannungen führen soll, Abb. 2.24. Findet die Erstarrung hingegen auf einem glatten Band statt, kommt es durch die Verwerfungen der Schale sowie den daraus resultierenden, verringerten Erstarrungsgeschwindigkeiten zu uneinheitlichen Bandquerschnitten, Abb. 2.25.

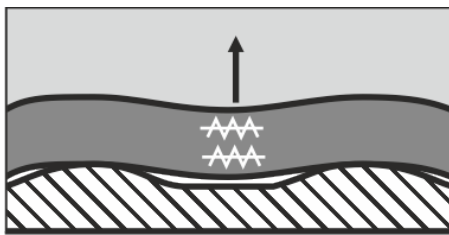


Abb. 2.24: Effekt eines makroskopisch strukturierten Bandes, nach [90]

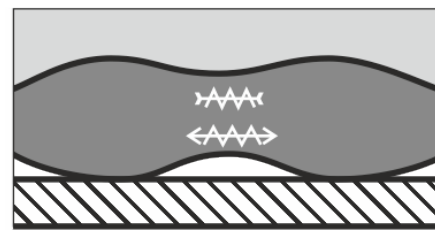


Abb. 2.25: Effekt eines glatten Bandes, nach [90]

Experimente an der Clausthaler Bandgießanlage mit verschiedenen Strukturen und Stahlgüten bestätigen eine Vergleichmäßigung des Strangquerschnittes in Abhängigkeit von Bandstruktur und Stahlgüte [6, 13, 96]. Eine Beurteilung der Eignung verschiedener Güten hinsichtlich ihrer Vergießbarkeit durch DSC-Anlagen ist in [95] gegeben.

Die Idee einer *optimalen Makrostruktur* (vgl. für kleinere Strukturen [39] sowie [48]) wird mittels numerischer Modelle weiterentwickelt [93, 94, 97–100]. Ziel ist die Entwicklung einer an eine Legierung angepassten, makroskopischen Oberflächenstruktur, die zur Einstellung einer geraden Erstarrungsfront und eines spannungsfreien Gussstückes führt. Das entwickelte Modell ist ausführlich in [100] beschrieben.

Als Messgröße für das Abheben der festen Bereiche wird an der Grenzfläche der dimensionslose Druck p^{tr} berechnet. Mit dem Gesamtdruck p_0 , sowie den Drücken der Kokillensenken und

-spitzen p_G bzw. p_1 ergibt sich p^{tr} zu:

$$p^{tr} := \frac{p_G}{p_0} = 1 - \frac{p_1}{p_0} \quad (2.21)$$

p^{tr} ist also ein Verhältnis, das bei positiven Werten ein Anpressen des Stranges an die Kokille bewirkt. Die kritische Wellenlänge ist demnach definiert als diejenige Geometrie, bei der die folgenden zwei Bedingungen gelten [94]:

$$p^{tr} = 0 \quad (2.22)$$

$$\frac{dp^{tr}}{dt} = 0 \quad (2.23)$$

Gemäß einer Hypothese von Yigit und Hector [94] [99] existiert ein Bandbereich von Wellenlängen, die zu einer planaren Erstarrungsfront führen. Voraussetzung hierfür ist laut der Autoren ein Kontaktverlust der Schale an den Scheitelpunkten der sinusförmigen Erhebun-

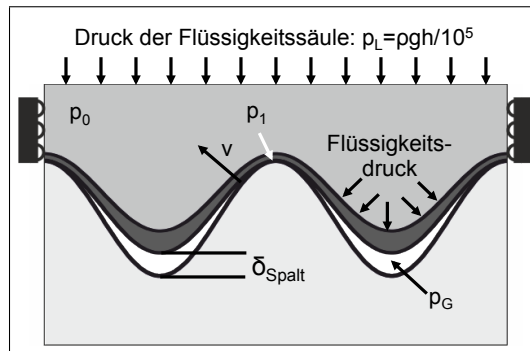


Abb. 2.26: Numerisches Erstarrungsmodell mit sinusförmiger Kokillengeometrie, nach [93]

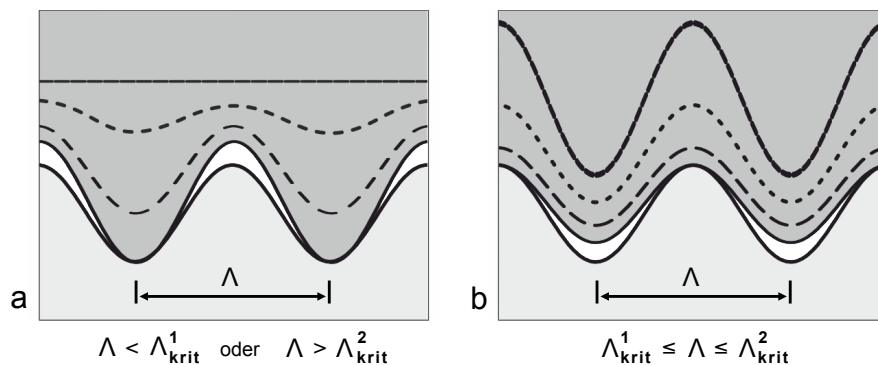


Abb. 2.27: Wirkungsprinzip des kritischen Wellenlängenbereiches Λ_{krit} auf die Gastaschenbildung und die Erstarrungsfront, nach Yigit und Hector [94]

gen der Kokillenstruktur, Abb. 2.27 (a). Eine Gasspaltbildung in den Kokillenvertiefungen soll hingegen durch die Reduzierung der Wärmeabfuhr zur Ausbildung einer instabilen Erstarrungsfront führen, Abb. 2.27 (b). Bezogen auf den Bandbereich rufen demnach Geometrien, deren Wellenlängen Λ zwischen der unteren und oberen kritischen Wellenlänge (Λ_{krit}^1 und Λ_{krit}^2) liegen, ungleichmäßige Strangschalendicken hervor.

2.4.3 Beschichtung der Substratoberfläche

Gegenüber den konventionellen Verfahren haben die endabmessungsnahen Gießverfahren Twin-Roll und DSC durch die geringen Banddicken erhöhte Abkühlgeschwindigkeiten über den gesamten Gussbandquerschnitt zur Folge, Abb. 2.28. Die schroffe Abkühlung kann dabei neben positiven Auswirkungen wie geringen Seigerungen sowie einem feinkörnigen Gussgefüge auch zu Rissen (vgl. Unterabschnitt 2.4.2) und anderen Gussbandfehlern führen [12, 15, 29]. Eine Möglichkeit, den Wärmestrom zu vergleichmäßigen sowie zu verringern, sind Beschichtungen auf der Kokillenoberfläche. Gleichzeitig werden durch diese auch die Benetzungseigenschaften verändert. Beschichtungen stellen daher eine zusätzliche, den Wärmeübergang beeinflussende Zwischenschicht dar. Untersuchungen zur Wirkung von Oberflächenbeschichtungen befassen sich mit zwei Arten von Überzügen:

1. *Natürliche entstandene Ablagerungen*
2. *Künstlich aufgebrachte Schichten*
 - a) feste Beschichtung
 - b) flüssige Beschichtung

Natürlich entstandene Schichten

Unabhängig von der Art der experimentellen Vorgehensweise berichten zahlreiche Quellen von einer während der Experimente entstandenen Ablagerung auf der gekühlten Substratoberfläche [2, 24, 25, 42, 50, 52, 54, 56, 101, 102]. Beobachtet wurden derartige Erscheinungen hauptsächlich bei Experimenten mit Stahlschmelzen.

Die Herkunft der Oxide wurde von Nolli und Cramb [101] in Tropfenexperimenten untersucht und der Vorgang der Ablagerung numerisch modelliert. Die durchgeführten Schmelzversuche mit hochmanganhaltigen Stählen führten unter reduzierender Ar-H₂ bzw. Ar-H₂S-Atmosphäre zu oxidischen und metallischen Manganabscheidungen auf dem Kupfersubstrat. Abb. 2.29 zeigt das Foto eines Schmelztropfens vor Ausbreitung auf der Kühlfläche. Um den Tropfen ist ein

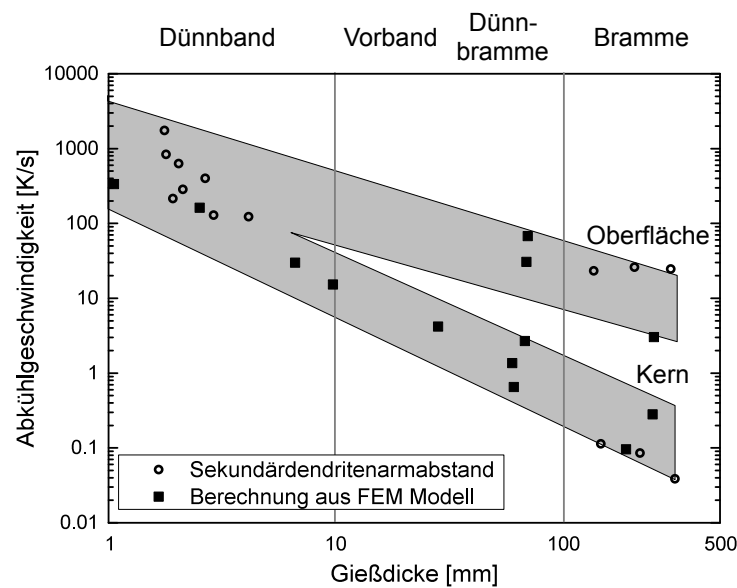
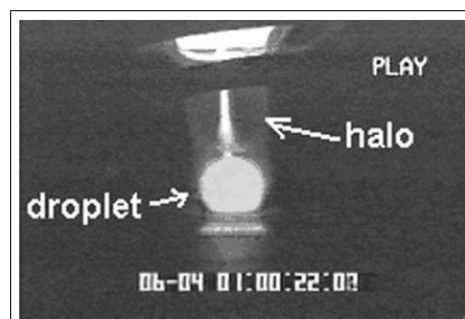


Abb. 2.28: Abkühlgeschwindigkeiten verschiedener Gießverfahren, nach [12]

Lichtschleier zu sehen, der laut Nolli und Cramb [101] durch verdampfendes Mangan entsteht und somit die Bildung von Ablagerungen durch Verdampfung mit anschließendem Niederschlag belegen soll. Misra et al. [54] zeigen durch Aufnahmen einer konfokalen Laser-Scan Mikroskopie (CLSM), dass auch Filmausscheidungen aus den Korngrenzen als untergeordneter Entstehungsmechanismus möglich sind.

Experimente mit Schmelzen abweichender Zusammensetzung lassen vermuten, dass die Zusammensetzung der Ablagerung durch das Schmelzenmaterial bestimmt wird. So führten Versuche mit niedriglegiertem Stahl zu FeO-MnO-SiO₂-MnS-Mischoxiden [52], solche an X5 CrNi 18-10 Schmelzen zu Mn-SiO₂-artigen Oberflächenschichten [42]. Misra et al. [54] führen zur Bestäti-

Abb. 2.29: Foto eines Tropfenexperiments mit einer hochmanganhaltigen Schmelze in Ar-H₂-Atmosphäre [101]

gung in einer Experimentalreihe Tropfenexperimente an drei verschiedenen Stahlsorten unter hochreiner Argonatmosphäre durch. Bei Reineisenversuchen wurden dabei FeO-Ablagerungen identifiziert, während Experimente mit silicomangan- und calciumaluminatberuhigtem Stahl Schichten in Form von MnO-SiO₂- bzw. CaO-Al₂O₃-Mischoxiden ergaben. Bei den gebildeten Niederschlägen handelt es sich jeweils um Mischphasen mit eutektischer Zusammensetzung [54]. Die Auswirkungen der Ablagerungen auf den Wärmeübergang und die Produktqualität können je nach Verfahren bzw. Experimentalart sowie vergossenem Material unterschiedlicher Ausprägung sein. Laut Choo et al. [24] ist die Oxidschichtdicke ein Indiz für die Kontaktqualität zwischen Strangschale und Kokille. Helle Stellen weisen demnach auf ein Gebiet mit gutem Kontakt und daher dünneren Oxidschichten hin, während dickere Beläge in Bereichen mit schlecht an das Substrat anliegender Schale auftreten. Letztere erscheinen durch die größere Schichtdicke dunkler. Nolli et al. [50] sowie Ha et al. [25] berichten von negativen Auswirkungen auf die Gleichmäßigkeit der Wärmeströme bei Bandgießversuchen mit X5 CrNi 18-10 Stahl sowie verstärkter Rissgefahr durch ungleichmäßige Oxidablagerungen. Ähnlich dem Vorgehen in anderen Quellen (vgl. [42, 52, 54]) werden bei Nolli et al. [50] konsekutive Erstarrungsversuche ohne zwischenzeitliche Reinigung der Kokilloberfläche durchgeführt. Mit zunehmender Versuchsanzahl wird ein stetig wachsender Oxidfilm auf der Kühlfläche beobachtet. Die Ergebnisse der Tropfenexperimente decken sich mit Beobachtungen an Twin-Roll Castern [23, 25]. Die maximal gemessenen Wärmestromdichten der Tropfen- und Eintauchexperimente sind in Abb. 2.30 zusammengefasst.

Andere Untersuchungen mit konsekutiven Experimenten ohne Substratreinigung weisen eine ähnliche Entwicklung der q_{max} -Ergebnisse mit fortschreitender Schmelzbeaufschlagung der Kokillenfläche auf: Während sich die Maximalwerte im frühen Stadium der Versuchsreihe kaum zwischen den Eintauchvorgängen bzw. Tropfenkontakten unterscheiden, zeigt sich nach einigen Wiederholungen eine deutlich messbare, spontane Veränderung der Wärmeströme. Die maximalen Wärmestromdichten steigen bei allen Untersuchungen sprunghaft an und weisen damit auf veränderte Bedingungen in der Kontaktschicht hin. Laut Strezov et al. [42] führt die wiederholte Wärmeerbringung durch mehrmaligen Schmelzkontakt zu einer Erwärmung der Grenzschicht bis es zu einem plötzlichen Aufschmelzen der bis dahin festen Oxidschicht kommt. Bei Evans und Strezov [52] erreicht der wachsende Oxidfilm bei 8 μm die dafür notwendige, kritische Dicke. Die Kontaktbedingungen verbessern sich durch den entstandenen flüssigen Oxidfilm bei den folgenden Eintauchvorgängen und reduzieren den Wärmewiderstand der Grenzfläche. Metallografische Untersuchungen durch Strezov et al. [42] zeigen eine Veränderung der Gussgefüge zwischen den ersten fünf Versuchen und dem sechsten Eintauchen der Substratlanze,

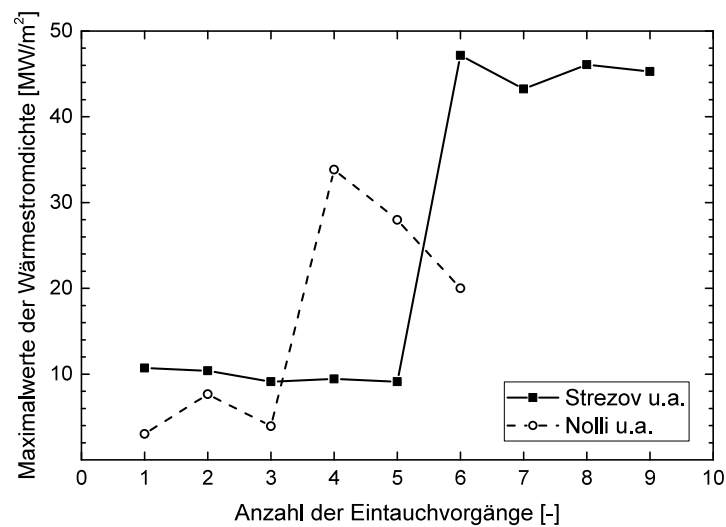


Abb. 2.30: q_{max} -Werte bei Eintauchexperimenten nach sukzessiven Eintauchvorgängen, nach [42, 50]

Abb. 2.31. Während Schliffe der Versuche mit einer festen Oxidschicht über den gesamten Schalenquerschnitt dendritische Erstarrungsstrukturen zeigen, sind bei der sechsten Probe mit dem Anstieg von q_{max} feinere Gefüge im Bereich der gekühlten Fläche zu sehen, Abb. 2.31 *c*. Andere Stellen im Gussstück weisen hingegen durch ein grobes Gussgefüge auf schlechte Kontaktqualitäten hin, Abb. 2.31 *d*. Laut Ha et al. [25] verstärkt sich die Tendenz zur Bildung inhomogener Gefüge durch eine negative Beeinflussung der Benetzungseigenschaften aufgrund gebildeter Oxidschichten. Demnach verstärkt sich die ungleichmäßige Abkühlung bei dickeren Oxidfilmen durch größere Gasspalte zwischen den Rauheitsspitzen und führt so zu Mikrorissen in Bereichen der Schmelzüberhänge.

Technische Beschichtungen

Technische Beschichtungen können je nach Art des Grundmaterials aus drei Gründen für das endabmessungsnahe Gießen sinnvoll sein:

- Besteht das Substrat aus einem weichen, mechanisch oder chemisch verschleißanfälligen Material, bieten Beschichtungen die Möglichkeit, die Standzeit der Kokille zu erhöhen [25, 26, 103].
- Die Rauheit des Substrates lässt sich durch eine Beschichtung gezielt einstellen und bei geringerem Verschleiß länger aufrechterhalten [26, 71, 86, 104].
- Die Verwendung von Beschichtungsmaterialien mit vorteilhaften thermischen Eigenschaften

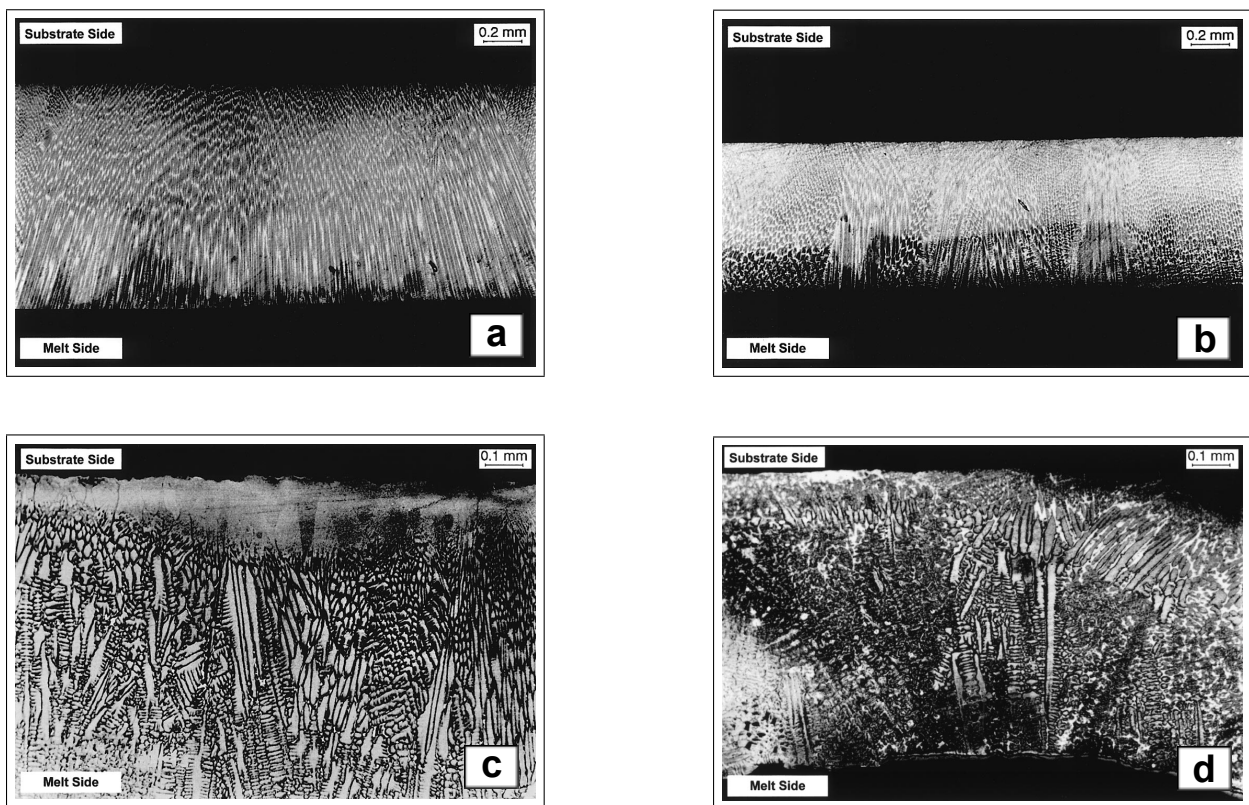


Abb. 2.31: Gussgefüge bei konsekutiven Eintauchexperimenten: **a** erstes Eintauchen, **b** drittes Eintauchen, **c** sechstes Eintauchen (Bereich mit gutem Kontakt), **d** sechstes Eintauchen (Bereich mit schlechtem Kontakt), nach [42]

oder chemischen Wechselwirkungen kann zu einer Verbesserung des Erstarrungsvorganges bzw. Verringerung von Strangdefekten führen [23, 45, 71, 103–105].

Neben einer Verbesserung der Standfestigkeit sowie Topografie der Kokille haben künstlich aufgebraute Oberflächenbezüge den Vorteil, dass sich mit ihnen Prozessparameter wie die Erstarrungsgeschwindigkeit oder die Qualität der Gussstückoberfläche direkt beeinflussen lassen. Bei endabmessungsnahen Gießverfahren entstehen aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeiten an der Kontaktfläche und der geringen Gussstückquerschnitte ausgeprägte Temperaturgradienten in der Strangschale. Schwankungen im Wärmeentzug führen folglich zu uneinheitlichen Mikrostrukturen und damit zu Rissen oder Einziehungen [23, 24, 106]. Eine Möglichkeit der Reduzierung dieses Effektes bieten technische Beschichtungen, die trotz ihrer dünnen Schichtdicke durch geringere Wärmeeindringkoeffizienten eine Reduzierung der Temperaturgradienten bewirken.

Beim Twin-Roll Verfahren werden aufgrund der großen Wärmeeinbringung häufig wassergekühlte Kupferrollen oder Stahlrollen mit aufgeschrumpften Kupfermänteln verwendet. Als Beschichtungsmaterial stehen infolge ihrer thermischen und chemischen Beständigkeit vorwiegend nickel-, chrom- oder zirkoniumoxidbasierte Werkstoffe zur Auswahl [23, 103]. Im Horizontalbandguss wurden für Aluminumschmelzen bisher MgO-ZrO_2 -, Al_2O_3 -, nickel- sowie yttriumbasierte Beschichtungen auf Stahlsubstraten [68] sowie ZrO_2 - und Graphitüberzüge auf Substraten aus rostfreiem Stahl untersucht [45, 108].

Substratseitige Messungen zur Bestimmung des Einflusses von metallischen und keramischen Überzügen wurden von Netto [68] in Überlaufversuchen durchgeführt. Untersucht wurden die in Tab. 2.11 aufgelisteten Beschichtungen an einem dem Horizontalbandgießen nachempfundenen Versuchsaufbau (s. [69] für Details). Die Ergebnisse der Wärmeübergangskoeffizienten sind in Abb. 2.32 zusammengefasst.

Tab. 2.11: Untersuchte Beschichtungen bei Überlaufversuchen [68, 71]

Nr.	Zusammensetzung	Dicke [μm]
1	100% Al_2O_3	75
2	$\text{Ni-17.5Cr-5.5Al-2.5Co-0.5Y}_2\text{O}_3$	75
3	92% ZrO_2 -8% Y_2O_3	75
4	76% ZrO_2 -24% MgO	75

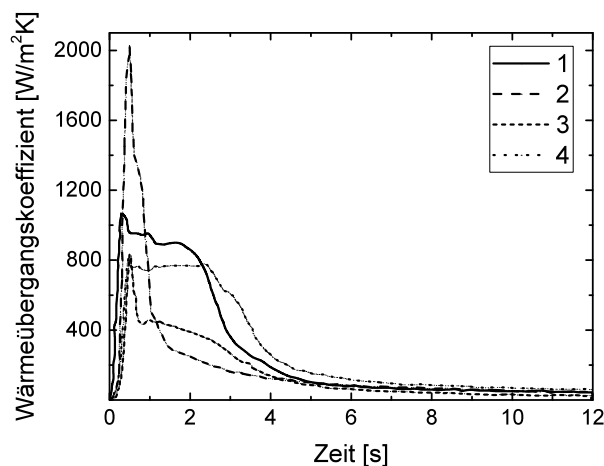


Abb. 2.32: Wärmeübergangskoeff. bei Überlaufexperimenten mit Beschichtungen (s. Tab. 2.11), nach [71]

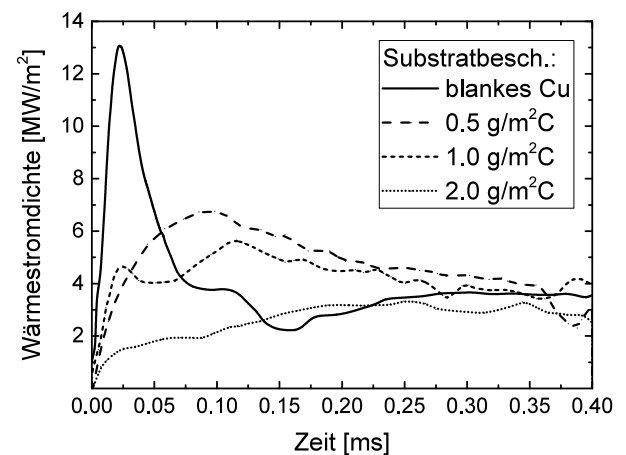


Abb. 2.33: Effekt unterschiedlich dick aufgetragener Graphitschichten auf den Wärmeübergang, nach [107]

Ein Indiz für die Bedeutung der thermischen Leitfähigkeit sind die gegenüber den keramischen Beschichtungen hohen Wärmestromdichten der metallischen Überzüge während der Phase des ersten Schmelzkontaktes. Der Abfall der Wärmestromdichte bei den mit Y_2O_3 und MgO stabilisierten ZrO_2 -Beschichtungen fällt nach Erreichen eines geringeren q_{\max} -Wertes weniger stark ab und zeigt bei dem mit $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ versehenen Substrat nach einem anfänglich steilen Abklingen einen fast gleichmäßigen Verlauf.

Von Bedeutung ist weiterhin die Dicke der aufgetragenen Schicht. In Eintauchversuchen mit X5 CrNi 18-10 Stahlschmelzen zeigen Zhang et al. [107] mithilfe graphitbeschichteter Substrate, dass sich der Verlauf der Wärmestromdichte durch eine Vergrößerung der zusätzlichen Zwischenschicht beeinflussen lässt, Abb. 2.33. Mit zunehmender Beschichtungsdicke wird der Anstieg der Wärmestromdichte nach Schmelzkontakt flacher und das Auftreten einer q_{\max} -Spitze unwahrscheinlicher.

Im Gegensatz zu festen Beschichtungen, die in der Regel eine Dämpfung des Wärmeübergangs bewirken, führen flüssige Zwischenschichten zu einer Intensivierung des Wärmeübergangskoeffizienten in der Grenzflächenregion. Versuche mit Al-Si-Schmelzen zeigen den Effekt verschiedener Gießöle auf den Wärmestrom [63, 109]. Laut Muojekwu et al. [63] wird eine Steigerung des Wärmestroms durch Öle mit höheren Flammpunkten erreicht. Als zugrundeliegender Mechanismus wird das Ausfüllen der Rauheitszwischenräume der Substratoberfläche vermutet [63, 109]. Die Ausbildung der Gussstückunterseite einer Aluminiumlegierung bei Verwendung einer ölbaierten Beschichtung ist in Abb. 2.34 gezeigt. Inwieweit eine Anwendung bei Stahlschmelzen in Frage kommt, ist angesichts der erheblich höheren Gießtemperaturen ungewiss.

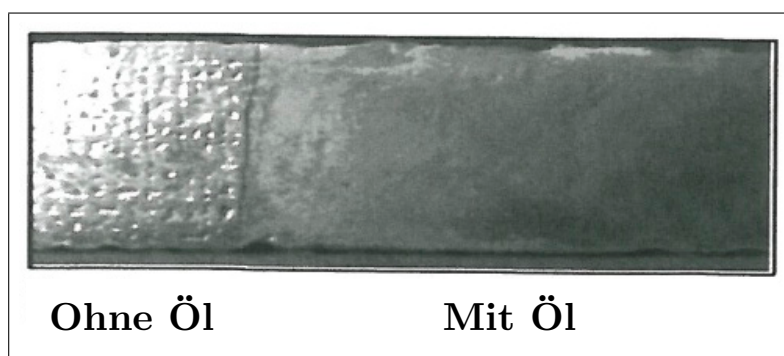


Abb. 2.34: Gussbandunterseite eines 3mm dicken Stranges mit Kontaktbereich eines unbeschichteten (links) und ölbeschichteten (rechts) Substrats, nach [109]

2.4.4 Atmosphäre

Unabhängig vom untersuchten Gießverfahren wird in der Literatur für Schmelzversuche in inerter oder reduzierender Atmosphäre entweder von einer verbesserten Gussbandqualität (definiert in [48] als *Abbildung* und in [24] als *Risslänge je Flächeneinheit*) oder einer positiven Beeinflussung des Wärmeübergangs berichtet. Alternativ zu Luft verwendete Gase sind Argon [48, 51, 110, 111], Stickstoff [24, 48, 79, 110] oder Helium [51, 81, 109, 111, 112]. Experimente mit reduzierenden Gasgemischen sind dagegen seltener durchgeführt worden [101, 110, 113, 114]. Die Wirkung der Atmosphäre wird von Badowski [48] und Guthrie et al. [104] mit dem Einschluss von Umgebungsgas in die in Unterabschnitt 2.3.2 beschriebene Mikrostruktur der Substratoberfläche in Verbindung gebracht. Dabei kann es durch Erhöhung der Gießgeschwindigkeit bei Twin-Roll Anlagen zu einer größeren Menge an eingeschlossenem Gas kommen [109, 111]. Ähnlich wie bei der im vorigen Kapitel beschriebenen Oberflächenbeschichtung führt die Beeinflussung der Gasschicht damit zu einer Veränderung der Zwischenschicht. Insgesamt werden vier mögliche Ursachen für die Verbesserung des Wärmeüberganges durch die Verwendung einer inerten oder reduzierenden Atmosphäre genannt:

1. *Die besseren thermischen Transporteigenschaften des Gases bewirkt eine Zunahme des Wärmestroms über die Gas/Metall Grenzfläche* [51, 78, 81, 109, 110].

Eine Steigerung des Wärmeübergangs durch die Gasphase würde einen Zunahme des Wärmeübergangskoeffizienten bedeuten. Versuche zum Einfluss der Atmosphäre beim Blockguss wurden von Jacobi [110] mit verschiedenen Atmosphären durchgeführt, Abb. 2.35.

Verwendet wurden neben technischem Vakuum (ca. 0.013 mbar, Rest Argon) verschiedene Gase und Gasgemische mit unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten. Erwartungsgemäß findet die langsamste Abkühlung unter Vakuum statt, da hierbei die Wärmeübertragung über die Gasphase weitgehend unterbunden wird und in den Rauheitszwischenräumen Wärme lediglich durch Strahlung übertragen werden kann. Der hohe Wärmeübergangskoeffizient der Versuche mit den Gasgemischen H_2O und H_2S kann hingegen nicht mit einer verbesserten Wärmeleitung in den Gastaschen erklärt werden, da die Wärmeleitfähigkeiten der beiden Gase im Bereich derer von N_2 , CO und Ar liegen. Laut Jacobi [110] ist jedoch eine Zersetzung der Gasgemische durch Reaktionen mit der Schmelze wahrscheinlich. Die Wärmeübertragungsbedingungen würden sich damit denen des reinen Wasserstoffs annähern.

In einem dem Bandgießen angelehnten, numerischen Modell erhält Guthrie [109] bei Ver-

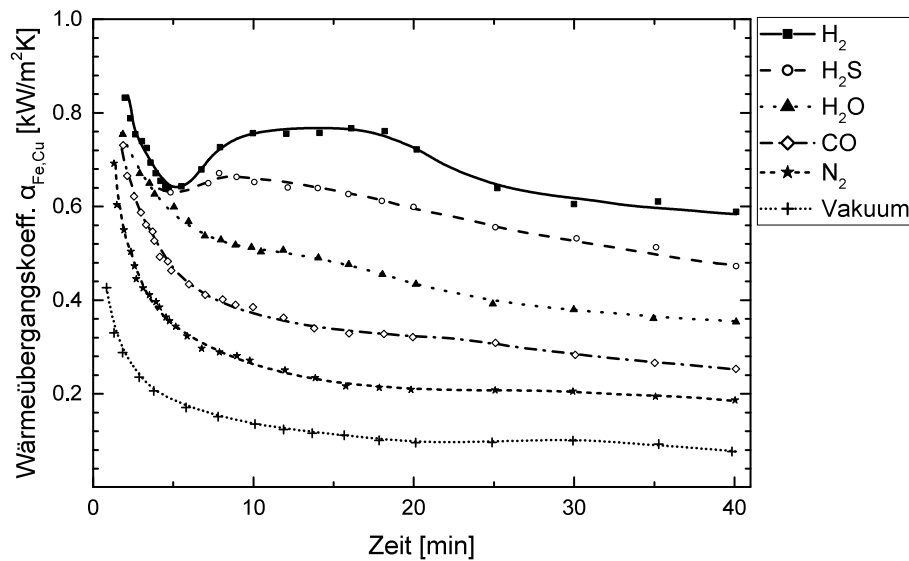


Abb. 2.35: Wärmeübergangskoeffizienten bei Blockgussexperimenten in unterschiedlicher Umgebungsatmosphäre, nach [110]

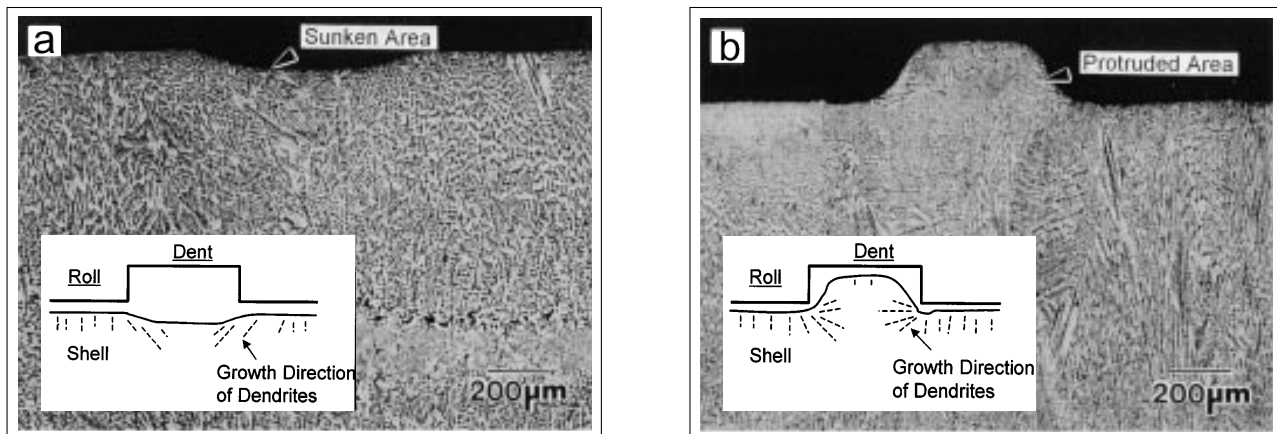


Abb. 2.36: Abbildungsverhalten der Schmelze im Bereich einer Twin-Roll Rollenausbuchtung unter Argon- (a) und Stickstoffatmosphäre (b), nach [24]

wendung von Helium anstatt herkömmlicher Umgebungsluft steigende Wärmestromdichten in der Grenzfläche. Die Berechnungen stützen die Bedeutung der Wärmeleitfähigkeit des Gases in der Grenzflächenregion.

2. Die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Gase führen zu einer sich auf den Temperatureausgleich auswirkenden Expansion der Gastaschen [2, 48, 67].
3. Das Eindiffundieren von an der Grenzfläche eingeschlossenem, löslichem Gas in die Schmelze verkleinert den Gasspalt [24, 48] und führt zu besseren Benetzungseigenschaften [24].

Elemente wie Sauerstoff und Stickstoff können von einer Stahlschmelze aufgenommen werden und verringern bei steigenden Gehalten die Oberflächenspannung der Schmelze [115–118].

Choo et al. [24] halten bei der Verwendung von Stickstoff eine Aufstickung der Schmelzenrandbereiche und eine damit verbundene Verringerung der Oberflächenspannung für wahrscheinlich. Laut Badowski [48] führt dies zu einer Verringerung der Gasvolumina und damit zu einer besseren Benetzung. Das Stickstoffvolumen unter einer kalottenförmigen Durchbiegung der Schmelze von 0.1 mm bei 1 mm ferrostatischer Höhe über den 1 mm auseinanderliegenden Rauheitsspitzen wäre nach Badowski [48] innerhalb von 100 ms vollständig von der Schmelze aufgenommen, wodurch sich der Schmelzenüberhang weiter in die Rauheitstäler ausdehnen könnte. Die Ergebnisse des numerischen Modells werden durch Versuche an Twin-Roll Anlagen bestätigt, Abb. 2.36 [24].

4. *Die Verhinderung einer Oxidschichtbildung an der Grenzfläche verbessert den metallischen Kontakt zwischen Rauheitsspitzen und Strangschale* [23].

Untersuchungen zum endabmessungsnahen Gießen konzentrieren sich hauptsächlich auf die technischen Gase Helium, Argon und Stickstoff sowie das Gießen unter Luft [48, 109, 111, 112].

Helium

Der positive Effekt einer Verwendung von Helium wird durch Eintauchexperimente von Strezov und Herbertson [78] belegt. Die eingestellten Ar-He-Gehalte variieren zwischen einer reinen Argon- und einer reinen Heliumatmosphäre. Die Ergebnisse sind in Abb. 2.37 zu sehen und zeigen sowohl für das glatte wie auch texturierte Substratplättchen eine Erhöhung der maximalen Wärmestromdichte mit steigenden Heliumgehalten.

Thiemann [81] weist hingegen in Blockgussexperimenten nach, dass der Einfluss von Helium insbesondere bei geringeren Wandrauheiten ausgeprägter in Erscheinung tritt. Als Begründung für die Wechselwirkung von Helium und der Oberflächenbeschaffenheit der Kokille wird eine Überlagerung der Effekte der Kokillenrauheit (siehe Unterabschnitt 2.4.2) und des hohen Wärmeeindringkoeffizienten ($b = \sqrt{\lambda \rho c_p}$, $[b] = \frac{Ws^{1/2}}{m^2K}$) angeführt.

Insgesamt wird der wärmeleistungssteigernde Effekt von Helium durch zahlreiche Gießversuche bestätigt [51, 81, 109, 111, 112]. Wird als Messgröße eine objektive Einschätzung der Produktoberflächenqualitäten (Narben, Risse, Riefen, Poren etc.) vorgenommen berichten Thiemann [81] und Drücker [119] von Oberflächen mit reduziertem Fehleraufkommen bei Gießen in ei-

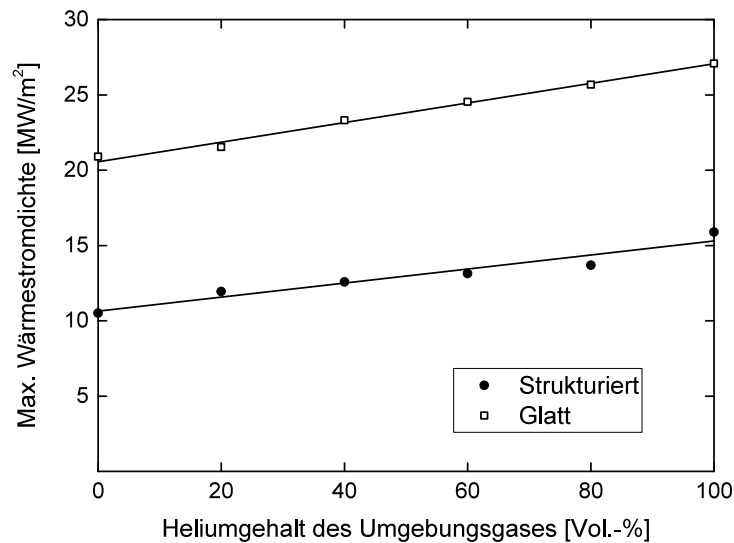


Abb. 2.37: Einfluss von Helium auf die maximale Wärmestromdichte bei einer Stahlschmelze (Stahlgüte: 1.4301; Restatmosphäre: Argon), nach [78]

ner Heliumatmosphäre im Twin-Roll Prozess. Drücker [119] hebt zudem die Bedeutung eines geringen Sauerstoffgehaltes im Helium hervor.

Stickstoff

Die Auswirkungen von Stickstoff als Umgebungsgas auf den Wärmestrom werden von zwei Literaturstellen unterschiedlich bewertet. Die in Abb. 2.38 gezeigten, integralen Wärmestromdichten von Badowski [48] weisen auf eine Verschlechterung des Wärmeübergangs bei Atmosphären mit steigenden Stickstoffgehalten der Schmelze bis ca. 0.2 Gew.-% hin. Dieser Grenzwert stellt gleichzeitig die maximale Löslichkeit von Stickstoff in RSH-Schmelzen dar, was die unter Punkt 3 auf Seite 46 aufgestellte Hypothese der Diffusion von Stickstoff aus den Gastaschen in die Schmelzüberhänge bestätigen könnte. Eine damit einhergehende Intensivierung der Wärmestromdichten konnte jedoch trotz des verbesserten Abbildungsverhaltens (s. Abb. 2.36 auf S. 46) nicht gemessen werden. Mukunthan et al. [79] hingegen berichten von einer Intensivierung der Wärmestromdichte verglichen mit Messwerten bei Eintauchexperimenten mit Fe-Cr-Al Schmelzen in einer reinen Argonatmosphäre, Abb. 2.39. Der Effekt trat je nach Schmelzenzusammensetzung (bei Fe-15Cr-4Al verglichen mit Fe-20Cr-5Al) unterschiedlich stark auf, was auf weitere Wechselwirkungen schließen lässt.

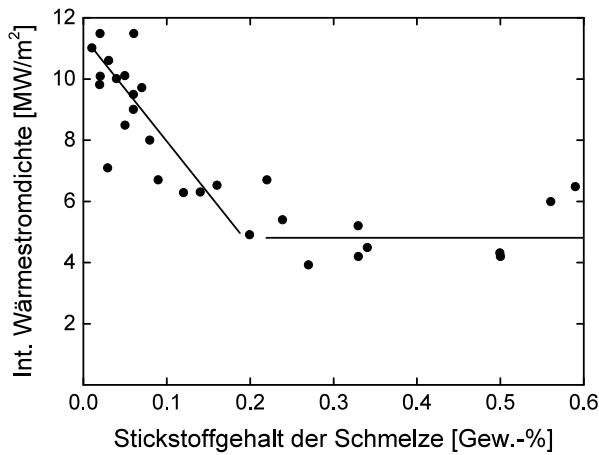


Abb. 2.38: Integrale Wärmestromdichte einer RSH-Güte in Abhängigkeit des gelösten Stickstoffgehaltes (Twin-Roll), nach [48]

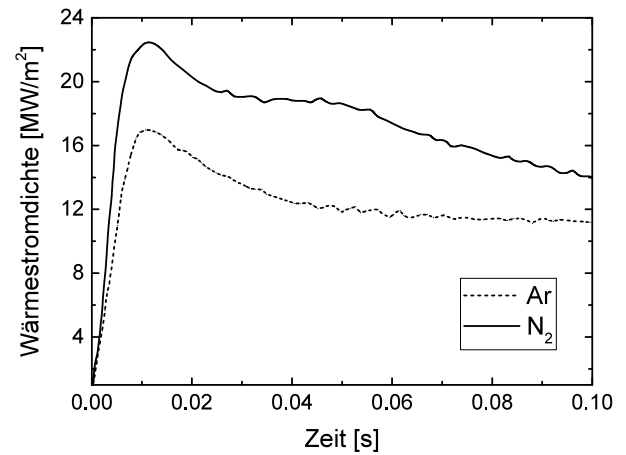


Abb. 2.39: Einfluss der Atmosphäre auf den Verlauf der Wärmestromdichte einer Fe-Cr-Al Schmelze, nach [79]

2.4.5 Chemische Zusammensetzung der Schmelze

Einige praxisnahe Untersuchungen zum Einfluss der chemischen Zusammensetzung der Schmelze auf das Abkühlverhalten sind in der Literatur für das Stranggussverfahren zu finden [120–122]. Aufgrund der Schwierigkeiten beim Vergießen von Stählen mit peritektischen Kohlenstoffgehalten befasst sich der Großteil der Untersuchungen mit der Wirkung dieses Legierungselementes.

Laboruntersuchungen durch Eintauchexperimente [92, 123] sowie an die in [121] gezeigten Stranggusschalen angelehnte Durchbruchexperimente [124, 125] ermöglichen eine isolierte Analyse der an Knüppel- und Brammenmaterial festgestellten Befunde. Untersuchungsmerkmal sind die geometrische Eigenschaften der Strangschale sowie die durch die Kokille abgeführten Wärmeströme. Für unlegierte, aluminiumhaltige Stähle nennt Koenig [126] einen Zusammenhang zwischen Schmelzenzusammensetzung und Wärmestromdichte (mit $[q] = \frac{\text{kcal}}{\text{m}^2\text{h}}$):

$$q = f\left(\frac{5(\text{Gew.}\% \text{ S} + \text{Gew.}\% \text{ P}) + 0.1(\text{Gew.}\% \text{ Mn}) + 3(\text{Gew.}\% \text{ Al})}{\text{Gew.}\% \sum \text{C, Si, Spurenel.}}\right) \quad (2.24)$$

Da aus der angegebenen Literaturquelle nicht eindeutig ersichtlich ist, ob f nur auf den funktionalen Charakter der in den Klammern aufgeführten Elementzusammenhänge verweist oder eine zusätzliche Funktion darstellt, lässt Gl. 2.24 lediglich die Möglichkeit einer mathematischen

Beschreibung der Wärmestromdichte durch die Schmelzenzusammensetzung vermuten.

Werden Kohlenstoffstähle vergossen, zeigen die Gussstücke je nach Kohlenstoffgehalt unterschiedliche Oberflächenqualitäten. Während unter- und überperitektische Gehalte zu glatten Außenseiten führen, zeigen Stähle zwischen 0.1 - 0.16 Gew.-% C ein markantes äußeres Erscheinungsbild mit kurzwelligen, knotenähnlichen Auswölbungen, das umgangssprachlich auch als „Krokodilhaut“ bezeichnet wird [127].

Problematisch beim Vergießen von Stählen dieser Zusammensetzung ist die gegenüber anderen Güten deutlich gesteigerte Riss- und Durchbruchgefahr. Für Stähle mit peritektischer Zusammensetzung werden ungleichmäßige Schalendicken sowohl in Durchbruch- als auch Eintauchexperimenten festgestellt [92]. Verglichen mit den auf Seite 30 gezeigten, heißseitigen Knollen bei Kokillenflächen mit unterschiedlichen Oberflächentopografien wurden ähnliche Strukturen auf glatten Kühlflächen bei Schmelzen peritektischer Zusammensetzung beobachtet [92, 123, 125]. Die substratseitige Schalenoberfläche zeigt dabei ebenfalls die für Stähle dieses Umwandlungstyps charakteristische Formabweichungen in Gestalt feiner Auswölbungen. In Abb. 2.40 zeigen sich diese durch eine signifikante Vergrößerung des gemessenen Gasspalt. Der von Grill und Brimacombe [122] hergestellte Zusammenhang des bei 0.1 Gew.-% C vergrößerten Grenzflächenspaltes zu der in [121] gemessenen Verringerung der Reibungskräfte zwischen Strang und Kokille unterstreicht dieses Ergebnis.

Eine durch die unebene Gussstückoberfläche hervorgerufene Verschlechterung des Wärmeübergangs wurde sowohl anhand niedriger durchschnittlicher Wärmestromdichten als auch durch

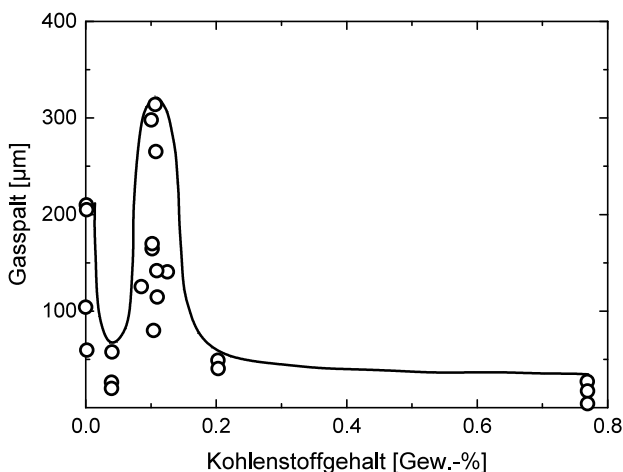


Abb. 2.40: Einfluss von Kohlenstoff auf den Gasspalt zwischen Kokillen- & Gussstückoberfläche, nach [124]

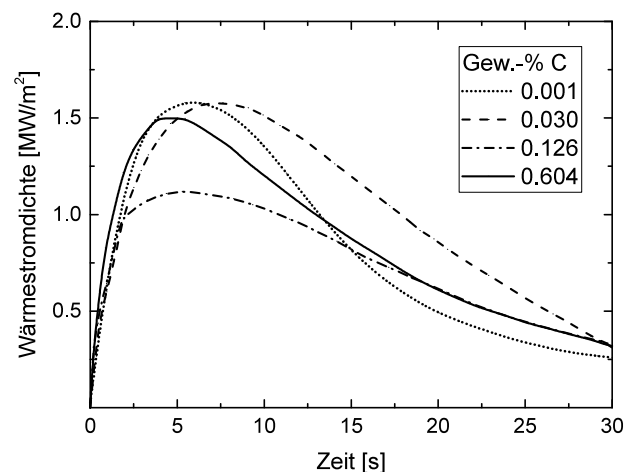


Abb. 2.41: Zeitlicher Verlauf der Wärmestromdichten von Stählen mit verschiedenen C-Gehalten, nach [124]

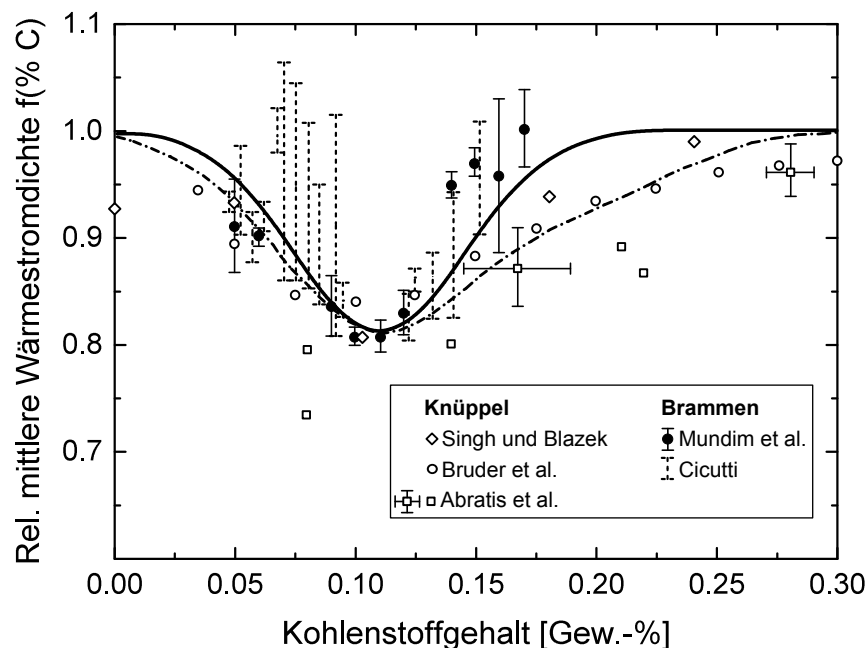


Abb. 2.42: Ergebnisse durchschnittlicher Wärmestromdichten von Knüppeln und Brammen mit verschiedenen Kohlenstoffgehalten, nach [128]

reduzierte q_{max} -Werte belegt, Abb. 2.41 und 2.42. Als Ursache für die schlechte Oberflächenqualität und die damit verbundene Beeinträchtigung des Wärmeübergangs werden spannungsinduzierende Dichteunterschiede während der *peritektischen Umwandlung* genannt.

Die Entstehung dieser Spannungen kann wie folgt beschrieben werden [122, 125]:

1. Die Erstarrung der Schmelze beginnt mit der Bildung einer Strangschale aus δ -Fe.
2. Kokillenseitig kältere Bereiche der Schale wandeln bei Unterschreitung der peritektischen Isothermen von δ -Fe in das kubisch flächenzentrierte γ -Eisen um. Die in Abb. 2.43 zu sehende Umwandlung wird bei Reineisen je nach Literaturstelle mit einer Dichteänderung von 40.4 bis 44.0 kg/m³ beziffert [129]. Da die Abkühlgeschwindigkeit durch die wärme-flusshemmende Wirkung der Strangschale mit zunehmender Schalendicke abnimmt, findet die Umwandlung weiter innenliegender Bereiche zeitlich verzögert statt. In angrenzenden Phasenbereichen entstehen durch die unterschiedlichen Dichten Spannungen, die zu einem Aufbäumen der Schale und einem damit einhergehenden Verlust des Kokillenkontaktes führen [122]. Sugitani und Nakamura [125] vermuten das Aufbäumen der Schale durch interne Spannungsdifferenzen erst bei ausreichender Festigkeit der Strangschale im späteren Verlauf der Erstarrung.

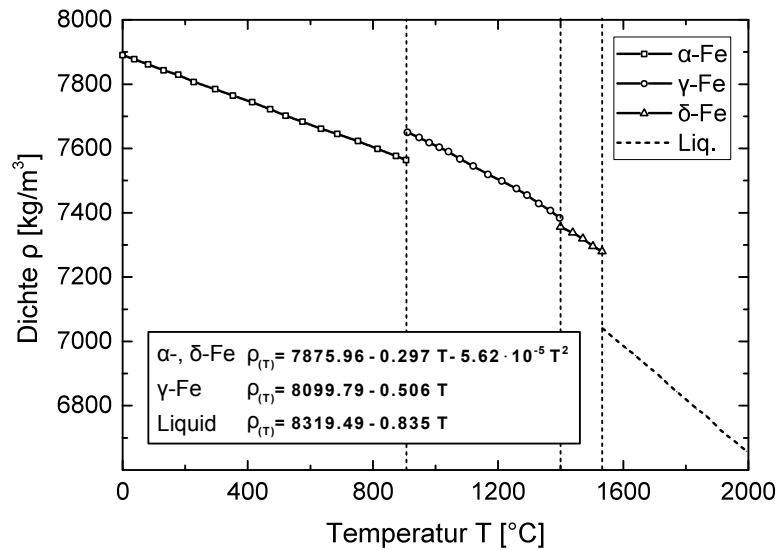


Abb. 2.43: Dichteverlauf von Reineisen als Funktion der Temperatur (Messergebnisse und Regressionsfunktionen) [129]

3. Das partielle Abheben der äußeren Strangschale von den gekühlten Flächen der Kokille bewirkt die Bildung eines Gasspaltes und damit eine Reduzierung des Wärmetransports. Strangschalengebiete mit Kontaktverlust erwärmen sich durch die vom Strangkern nachfließende Wärme und verlieren an Stabilität. Es kann zu lokalen Wiederaufschmelzungen kommen.
4. Durch den ferrostatischen Druck wird die instabile Schale erneut an die Kokillenwand gepresst, wodurch die Kühlungsintensität wieder zunimmt. Aufgrund des temporären Kontaktverlustes ist die Strangschale in diesen Bereichen jedoch dünner als in Gebieten mit permanentem Kokillenkontakt, wodurch sich im Inneren des Stranges eine ungleichmäßige Erstarrungsfront und im weiteren Verlauf eine Verstärkung der Umwandlungsspannungen ergeben. Die Bildung einer ungleichmäßigen Erstarrungsfront wird laut Sugitani und Nakamura [125] durch die heißseitigen Aufwölbungen belegt.

Untersuchungen zum Einfluss verschiedener Elemente auf das Erstarrungsverhalten von Eisenlegierungen im peritektischen Kohlenstoffbereich befassen sich im Hinblick auf die Stabilität der Strangschale mit der Verschiebung des peritektischen Umwandlungsgebietes in andere Konzentrations- bzw. Temperaturbereiche [130, 131]. Für technische Anwendungen wurden die Phasenumwandlung besonders hinsichtlich der Gefahr einer Rissentstehung im erstarrenden Material untersucht [130, 132–136]. Laut Jacobi [110] ist der Einfluss der peritektischen Um-

wandlung auf die Kontraktion davon abhängig, ob die Umwandlungen $L \rightarrow \delta$ und $\delta \rightarrow \gamma$ örtlich und zeitlich getrennt oder simultan stattfinden. Bei einer gerichteten Erstarrung ist es daher von Bedeutung, inwieweit Volumenveränderungen durch nachfließende Restschmelze ausgeglichen werden können [130]. Für das Bandgießen wird eine Einschätzung der Vergießbarkeit anhand des Umwandlungstyps durch Spitzer [95] gegeben.

Ein kritischer Bereich für die Entstehung von Rissen existiert laut Clyne et al. [137] bei einem Feststoffanteil zwischen $0.9 < f_s < 1$, da mit Erreichen des unteren Grenzwertes der Ausgleich von Volumenkontraktionen durch Restschmelze unterbunden wird. Bereiche mit $f_s > 0.9$ werden daher als *Cracking Zone*, solche mit $f_s < 0.9$ als *Liquid Feeding Zone* bezeichnet. Die Temperatur bei Erreichen des kritischen Feststoffanteils ist als *Schmelznachspeisungstemperatur* (Liquid Impenetrable Temperature, *LIT*)⁵ definiert. Die Durcherstarrung liegt mit Erreichen der *Nullduktilitätstemperatur* (Zero Ductility Temperature, *ZDT*) vor [132]. Hinsichtlich Strangdefekten ist es von Interesse, inwieweit Legierungselemente den rissempfindlichen Bereich *LIT-ZDT* einengen und so zu einer Vergrößerung der *Liquid Feeding Zone* beitragen können.

Einige Untersuchungen bestätigen den erheblichen Einfluss stark seigernder Elemente wie Phosphor oder Schwefel im spannungskritischen Bereich zwischen *LIT* und *ZDT* [132, 134, 137–139]. Interessanterweise wird ein negativer Einfluss durch Absenkung der *ZDT* bei gleichbleibender *LIT* sowohl für Phosphor wie auch für Schwefel nachgewiesen [132, 134]. Wichtig erscheint zudem, dass die Wirkung der Elemente stark vom Kohlenstoffgehalt des Stahl abhängt und mit steigenden Kohlenstoffgehalten prinzipiell zunimmt [134, 137–139]. Eine Übertragung der Erkenntnisse aus den Modellberechnungen auf Maßnahmen zur Verbesserung der Strangqualität steht gegenwärtig noch aus.

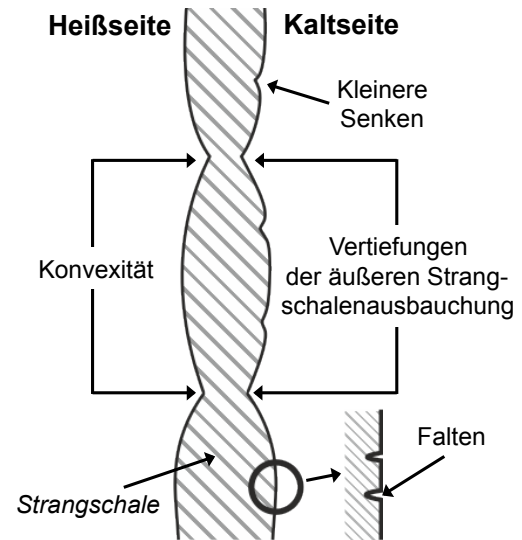


Abb. 2.44: Zusammenhang zwischen peritektischer Außenhaut (*rechts*) und heißseitigen Knoten (*links*), nach [125]

⁵ In einigen Quellen fälschlich als *Nullfestigkeitstemperatur* (Zero-Strength-Temperature, *ZST*) bezeichnet.

3 Experimentelle Vorgehensweise

3.1 Ziel und Methodik

Aus den vorausgegangenen Abschnitten wird ersichtlich, dass die Größe und Dynamik der Wärmeübertragung von verschiedenen Parametern des Gießprozesses abhängen. Grundlage dieser Arbeit ist die Vermutung, dass die Abkühlbedingungen beim Horizontalbandguss einen wesentlichen Beitrag zur Gleichmäßigkeit des Gussbandes leisten. Im Folgenden sollen daher anhand betriebsnaher Daten die Motivation und Methodik der Untersuchungen erläutert werden.

3.1.1 Voruntersuchungen an der Technikumsanlage

Zur Untersuchung des Einflusses der Abkühlbedingungen auf die Gussbandqualität wurde an der Clausthaler Technikumsanlage eine Versuchsreihe mit unterschiedlichen Anlagenmodifikationen im Bereich der Casterkühlung durchgeführt. Diese bestand aus zwei Heißversuchen unter konventionellen Bedingungen (V368 & V369) sowie zwei weiteren mit einer veränderten Bandkühlung (V366 & V367). Die vier Versuche wurden mit der hochmanganhaltigen Güte X70 MnAlSi 15-2.5-2.5 vergossen. Diese wird unter der Produktbezeichnung *HSD*^{®1} (*High Strength and Ductility*) geführt. Bis auf die im Folgenden beschriebenen Änderungen im Casterbereich entsprachen alle weiteren Prozessparameter den Standardeinstellungen beim Vergießen dieser Güte ($d_{s,soll} = 15 \text{ mm}$, $\bar{v} = 8.4 \text{ m/min}$, $T_E = 1400 \pm 5 \text{ °C}$)².

Abb. 3.1 zeigt die zwei Modifikationen der Clausthaler Technikumsanlage, bei denen im vorderen Casterteil (Bereich der *Schmelzenaufgabe*) die Casterbandabstützung entweder durch die standardmäßig verwendeten Stützrollen mit versetzten Messingringen oder durch ein 0.7 m langes, wabenähnliches Stahlgitter ausgeführt wurde. Mit dem Verbau des Wabengitters sollte eine verstärkte Kühlung des Stranges im frühen, schmelzflüssigen Zustand erreicht werden. Es

¹ *HSD*[®] ist eingetragener Markenname der *Salzgitter AG*; Produkt und produktbeschreibende Begriffe werden im Folgenden als *HSD* bezeichnet.

² T_E hier definiert als Temperatur der Schmelze beim Verlassen der Gießdüse.

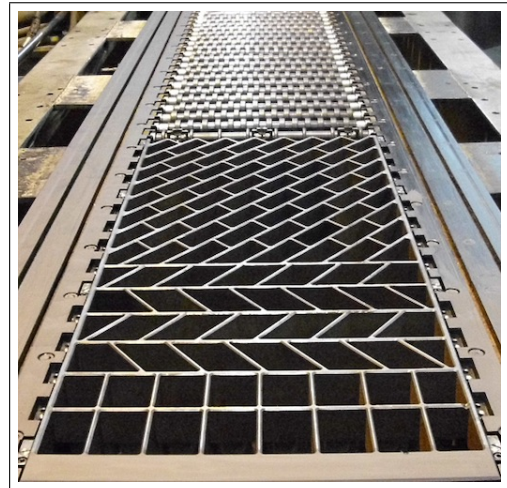
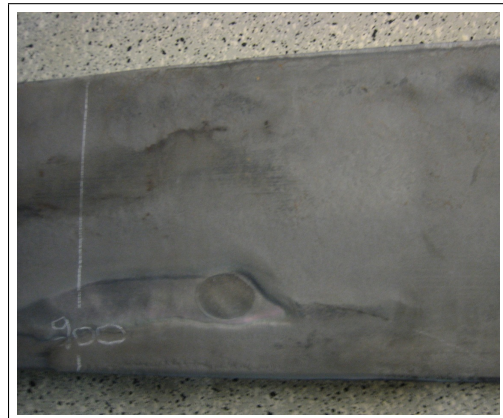


Abb. 3.1: Casterbandlagerung (*links*: mit Stützrollen, *rechts*: mit Wabengitter)



c

Abb. 3.2: Gussbandoberseiten (*links*: mit Stützrollen, *rechts*: mit Wabengitter)

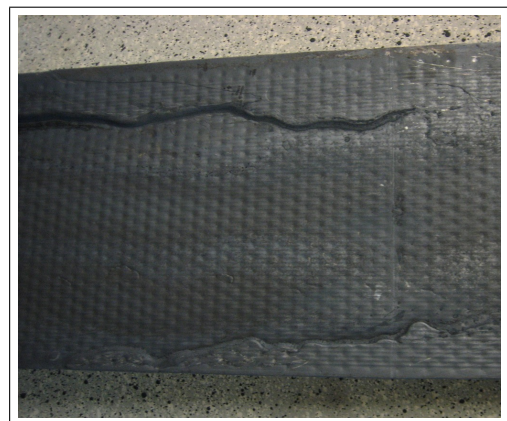


Abb. 3.3: Gussbandunterseiten (*links*: mit Stützrollen, *rechts*: mit Wabengitter)

ist anzunehmen, dass diese bei der Rollenmodifikation aufgrund der auftretenden Casterbanddurchbiegung (ca. 0.07 - 0.25 mm bei 50 mm Stützrollenabstand und 500 mbar Unterdruck unter dem Casterband) zwischen den Stützrollen sowie im Kühlschatten bei Rollenüberfahrt schwächer ausgeprägt ist.

Die Ergebnisse der beiden Wabengitterversuche zeigen eine sichtbare Verschlechterung der Strangqualität. Wie aus den rechten Teilbildern von Abb. 3.2 und 3.3 ersichtlich ist, kommt es bei V366 und V367 aufgrund massiver Gussbandverwerfungen zu Wiederaufschmelzungen (sog. *Blutern*), Unterlaufungen im äußeren Kantenbereich sowie wellig ausgeformten Seitenkanten. Im Vergleich dazu zeigen die Gussbänder der standardmäßigen Rollenmodifikation bessere Kantenqualitäten und keine Gießdefekte auf der Strangoberseite³ (Abb. 3.2, *links*). Die Strangunterseite (Abb. 3.3, *links*) zeigt leichte, transversal verlaufende Einziehungen ohne Durchbrüche oder Bluter. Insgesamt erscheinen die Bänder bei einer durchgängigen Verwendung von Rollen gleichmäßiger. Diese Eindrücke werden von einer Laservermessungen zur Quantifizierung der Strangprofile bestätigt. Für die Versuche V366 und V368 sind drei Bahnen der Dickenmessung in Abb. 3.4 und Abb. 3.5 über die Stranglänge dargestellt. *Mitte* bezeichnet eine Messung der Strangmitte während *AS/BS* für jeweils eine 100 mm seitlich zur Strangmitte versetzte Messbahn auf der *Antriebs-* bzw. *Bedienerseite* (laterale Positionsbezeichnungen der Strangseiten) stehen.

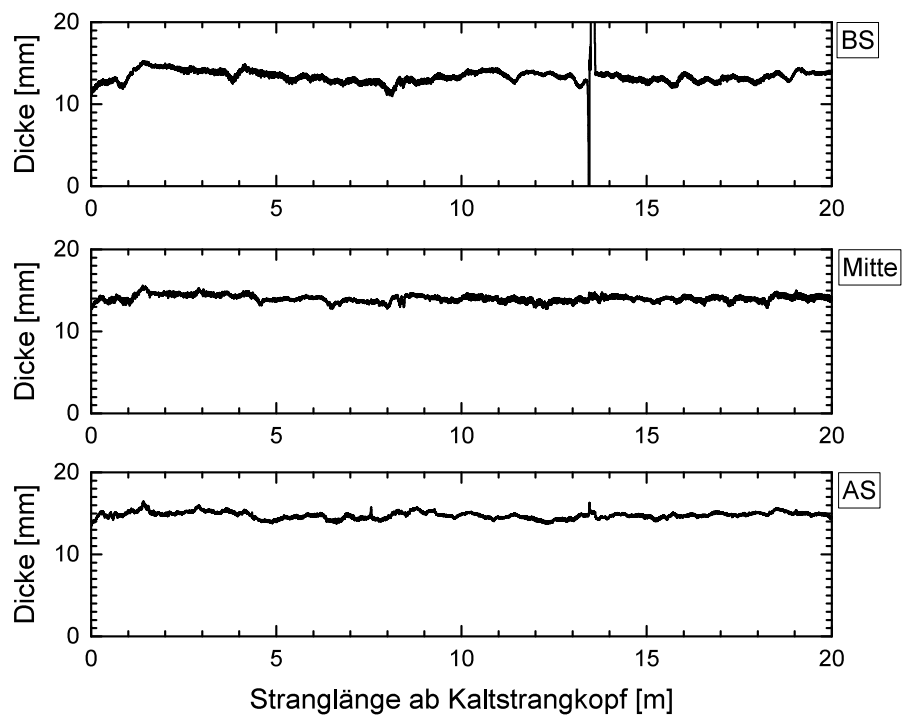
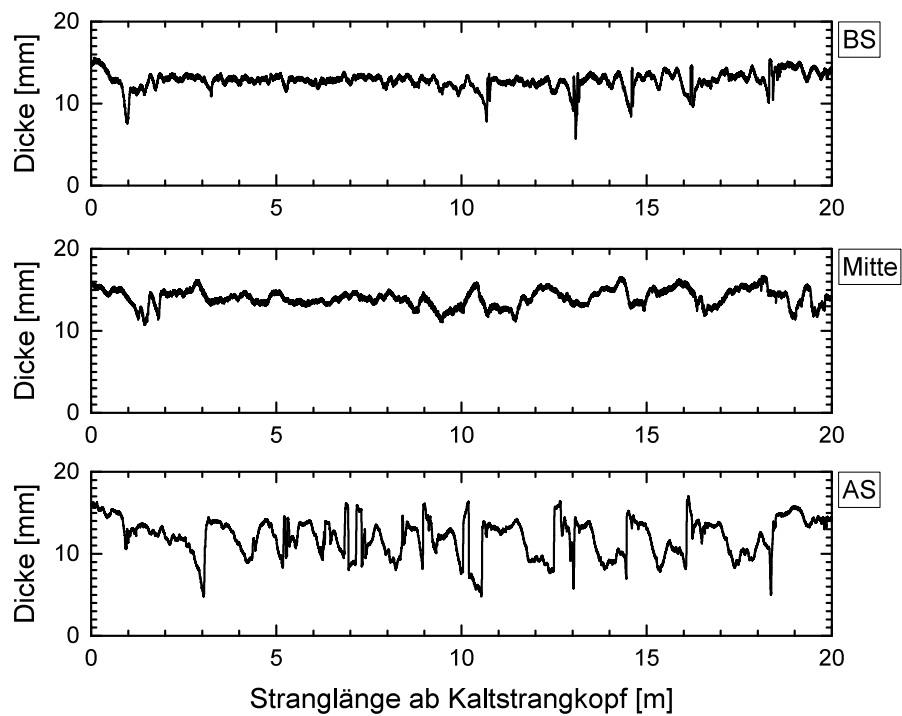
Eine Modellvorstellung für die Wirkung des Wabengitters gegenüber der Rollenmodifikation ist in Abb. 3.6 zu sehen. Die im Bild dargestellte Verbindungslinie (dunkelgrau gestrichelt) zeigt dabei keine quantitative Entwicklung der Wärmewiderstände über die Casterlänge, sondern soll lediglich einen qualitativen Trend des Kühlungsrückgangs verdeutlichen.

Wie anhand der Versuchsergebnisse gezeigt werden kann, ist die Wirkung der Casterbanddurchbiegung zwischen den Stützrollen für die Strangschalenbildung von zentraler Bedeutung. Basierend auf der skizzierten Modellvorstellung in Abb. 3.6 kann folgender hypothetischer Ablauf entwickelt werden [90, 140]:

Verwendung der standardmäßigen Stützrollen

Nach der Aufgabe der Schmelze wird deren Überhitzungswärme durch das Casterband in das Kühlwasser abgegeben. Die Schmelze füllt dabei die Casterbandtäler zwischen den Stützrollen großflächig aus und bildet nach Abbau der lokalen Überhitzung erste Bereiche mit einer festen Strangschale. Diese befindet sich während des frühen Bildungsstadiums in einem Ungleichge-

³ Dunkle Oberflächenbereiche in Abb. 3.2 (*links*) sind die Folgen einer unzureichenden Inertisierung des Casterspalts.

Abb. 3.4: Gussbandvermessung V368 (Casterbandlagerung: *Stützrollen*)Abb. 3.5: Gussbandvermessung V366 (Casterbandlagerung: *Wabengitter*)

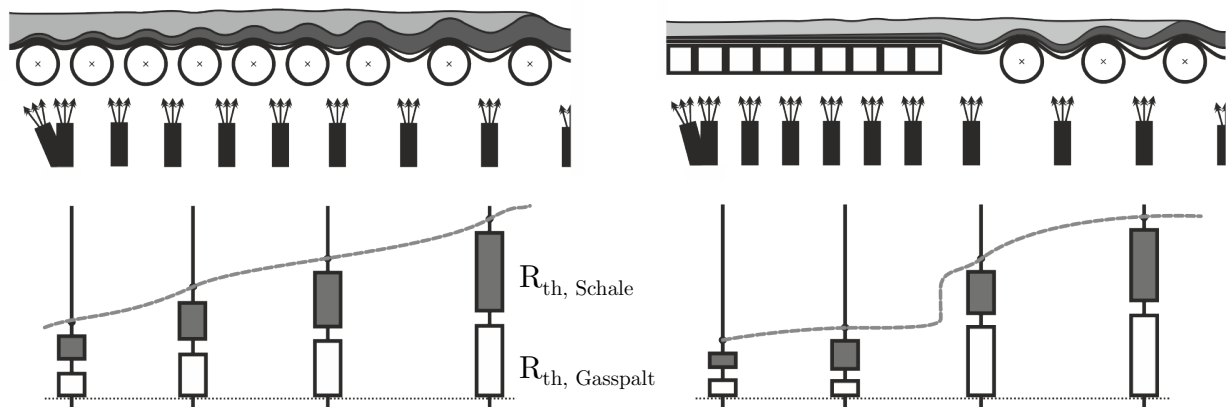


Abb. 3.6: Modellvorstellung zu den Wärmewiderständen beim DSC-Verfahren: Verwendung standardmäßiger Stützrollen (*links*) und des Wabengitters (*rechts*)

wicht zwischen Wachstum und Wiederaufschmelzen.

Entsteht bei ausreichendem Temperaturabbau eine tragfähige Schale, bilden sich in den ungestützten Bereichen im Rollenzwischenraum Gasspalte zwischen dem Casterband und der Strangschale, die zusätzlich zu den Kühlschatten im Bereich der Rollen die Wärmeabfuhr reduzieren. Sowohl das Vorhandensein von Gasspalten als auch die daraus resultierende Kontaktveränderung zwischen Schale und Casterband sind durch die Überfahrt der Stützrollenlagerung zudem zyklischer Natur. Schmelzseitig in die Strangschale nachfließende Wärme bewirkt ein Aufschmelzen und erneutes Anlegen der Schale an das Casterband in den Tälern. Verringert sich diese Schmelzwärme mit zunehmendem Überhitzungsabbau unterhalb der für ein Wiederaufschmelzen benötigten Energie, kommt es zur Bildung einer dauerhaft tragfähigen Strangschale mit anschließendem Wachstum. Je weiter die Strangschale abkühlt und an Elastizität verliert, desto geringer ist ihre Möglichkeit, dem Casterband im Bereich zwischen den Stützrollen vertikal zu folgen und den sich bildenden Gasspalt dadurch zu reduzieren. Die Isolationswirkung des sich vergrößernden Gasspaltes nimmt daher mit fortschreitender Schalensteifigkeit im hinteren Teil der Kühlstrecke zu.

Verwendung des Wabengitters

Wird anstelle von Stützrollen ein Auflager mit einer unterbundenen Casterbanddurchbiegung verwendet (z.B. durch Verwendung eines starren Gitters mit kleinen Maschen) kommt es im vorderen Bereich der Gießmaschine zu einem von zyklischen Casterbandverformungen weniger stark beeinflussten Erstarrungsbeginn. Das Resultat ist eine gleichmäßigere und beschleunigte Bildung einer tragfähigen Schale. Im Folgenden bestimmen die in der Festphase auftretenden

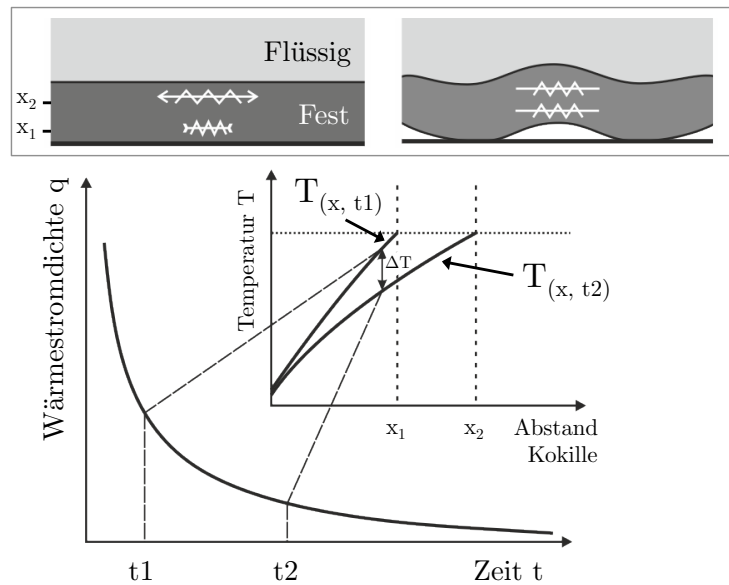


Abb. 3.7: Modellvorstellung: Gussbandverwerfungen aufgrund von Temperaturdifferenzen, nach Spitzer [90]

Phasenumwandlungen die Bildung stochastisch verteilter, umwandlungsbedingter Gastaschen. Wie in Abb. 3.7 dargestellt, treten aufgrund der im Gussband herrschenden Temperaturgradienten je nach Lage verschiedene Phasen im Materialquerschnitt auf. Die resultierenden Entspannungsbestrebungen äußern sich durch Strangverwerfungen, bei denen Dichteunterschiede durch örtliche Volumenexpansionen ausgeglichen werden. Die sich bildenden Spalte zwischen Strang und Casterband sind verglichen mit den Gastaschen der konventionellen Betriebsweise jedoch klein⁴ und je nach Güte stochastisch über die Gussbandunterseite verteilt [140]. Als Folge kommt es zu einer länger anhaltenden, intensivierten Kühlung der Strangschale und damit zu einer Aufrechterhaltung der für die Unebenheiten verantwortlichen Temperaturdifferenzen zwischen Kalt- und Heißeite der Strangschale. Mit Verlassen des Wabengitters wird die Strangschale sprunghaft geänderten Kühlbedingungen in den jetzt vorhandenen Casterbandtälern zwischen den Stützrollen ausgesetzt. Die schlagartige Dämpfung der Kühlung, die damit verbundene Wiedererwärmung der gebildeten Strangschale sowie die zyklischen Bedingungen tragen zu einer Verstärkung der Ungleichmäßigkeiten im Bandquerschnitt bei und könnten damit zu den gezeigten Gießdefekten führen.

Eine Bestätigung der aufgeführten Modellvorstellungen und für den Prozess denkbaren Vorgänge im Gussband zur Erklärung der Ergebnisse der Voruntersuchungen steht bisher jedoch aus.

⁴ mit $R_{th,Wabengitter} \ll R_{th,Konventionell}$

3.1.2 Ziel der Untersuchungen

Die Vorversuche belegen den starken Einfluss der Kühlung auf die geometrische Gleichmäßigkeit des Gussbandes. Wie in Abschnitt 2.1 gezeigt wurde, unterliegt das DSC-Verfahren hohen Anforderungen an die Qualität des produzierten Warmbandes. Während stochastisch auftretende, kleinflächige Unebenheiten (wie sie z.B. bei Oberflächen peritektischer Güten im Gusszustand auftreten) im *Inline*-Walzprozess ohne Qualitätseinbußen ausgeglichen werden können, führen größere Dickenunterschiede über längere Bandabschnitte zu einem verstärkten Materialquerfluss beim Walzen und erhöhen damit die Gefahr der Entstehung von Warmbanddefekten [29]. Die Gleichmäßigkeit des Gussbandes ist daher ein zentraler Faktor für eine erfolgreiche Anwendung des *Inline*-Walzens beim DSC-Verfahren.

Folglich sollen im Rahmen der vorliegenden Arbeit Möglichkeiten experimentell untersucht werden, mit denen die Abkühlung gezielt beeinflusst und so die Profilqualität des Gussbandes verbessert werden kann. Die zugrundeliegende Arbeitshypothese leitet sich aus den Erkenntnissen der Wabengitterversuche ab und lautet:

Eine Vergleichmäßigung des Wärmeübergangs zwischen Schmelze und Kühlwasser begünstigt die Bildung einheitlicher Gussbandquerschnitte.

Die durchgeführten Untersuchungen basieren auf dem DSC-Verfahren nachempfundenen Experimenten im Labormaßstab. Dieser Arbeit zugrundeliegende Teilziele sind in Abb. 3.8 gezeigt.

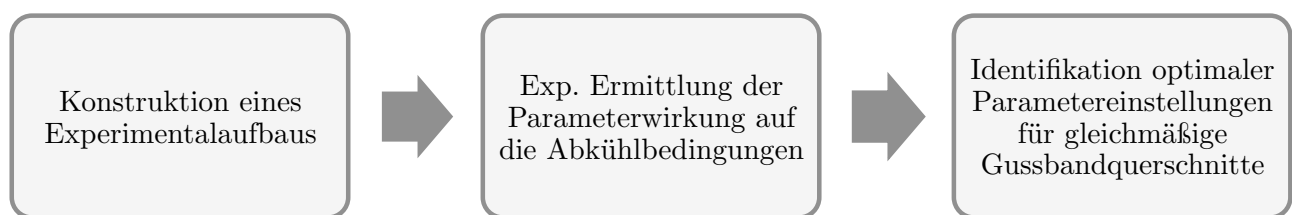


Abb. 3.8: Zusammenfassung der Teilziele in zeitlicher Arbeitsabfolge

3.1.3 Methodik

Für die Umsetzung der Untersuchungen und die Bestätigung der Arbeitshypothese ist die Ermittlung verschiedener Messgrößen notwendig. Zu diesem Zweck gliedert sich die Arbeit in drei Teilprojekte:

I. Messung des Wärmeübergangs zwischen Schmelze und Kühlwasser

II. Ermittlung der Gussstückdicke

III. Messung der Gussstücktopografie

Den umfangreichsten Anteil der experimentellen Versuche nimmt die messtechnische Ermittlung einer quantifizierbaren Größe für die Dynamik der Wärmeübertragung zwischen Gussstück und Kühlwasser (*Teilprojekt I*) ein. Die Gleichmäßigkeit der Gussstückabkühlung kann über die Schwankung des Wärmestromes beschrieben werden. Da sich Q nicht unmittelbar messen lässt, wird unter der Annahme einer eindimensionalen Wärmeübertragung das Temperaturfeld in der Kokillenwandung als Messgröße ermittelt. Aus dessen zeitlichen Verlauf lässt sich der *flächenbezogene Wärmestrom* q nach den in Abschnitt 2.3 beschriebenen Gesetzmäßigkeiten ableiten (siehe auch Unterabschnitt 3.5.2). Ein Vergleich zwischen q , den Gussstückquerschnitten sowie den Topografien der gussstück- und kokillenseitigen Kontaktfläche ermöglicht die Korrelation zwischen den Abkühlbedingungen und den geometrischen Eigenschaften des Gussstücks. Die Vorgehensweise ist in Abb. 3.9 dargestellt.

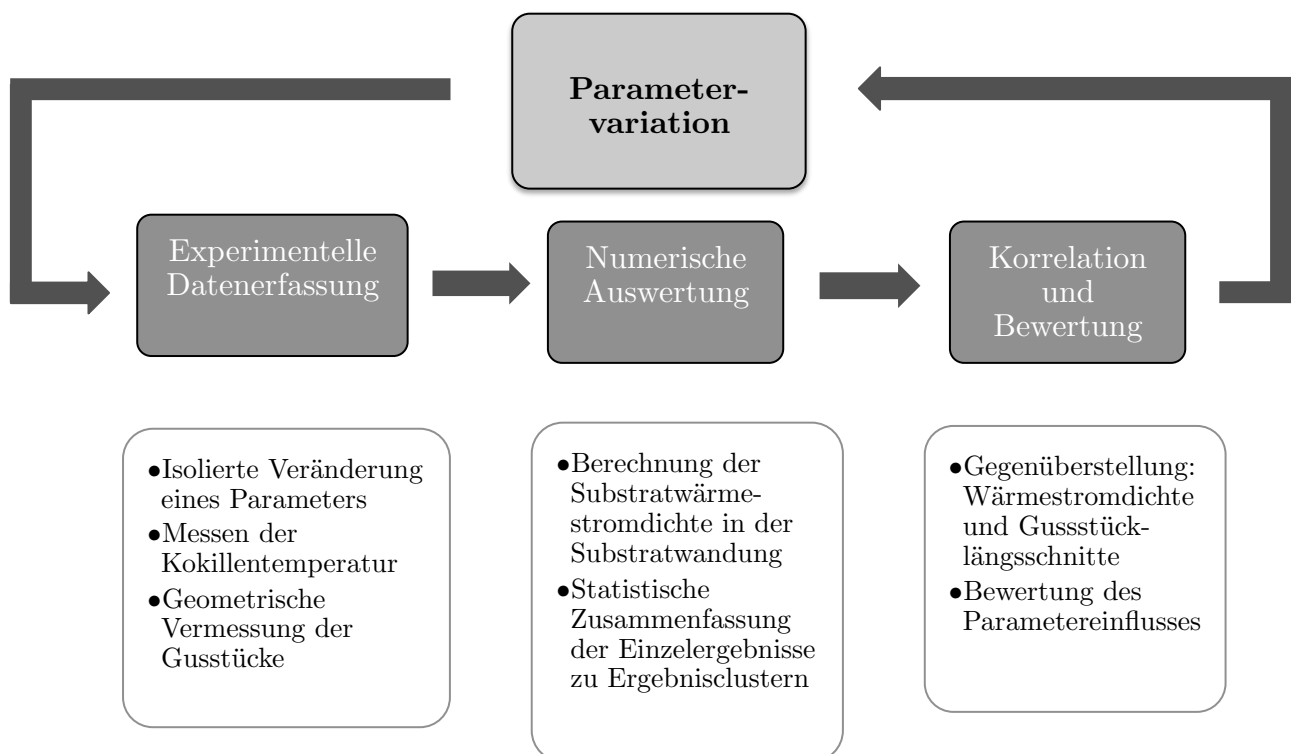


Abb. 3.9: Arbeitsablauf zur Erstellung einer Korrelation zwischen den Abkühlbedingungen und der Gussstückgleichmäßigkeit

3.2 Experimentalaufbau und Messtechnik

3.2.1 Versuchsaufbau und -durchführung

Schmelzbetrieb

Die Experimente werden in einem Vakuuminduktionsofen vom Typ *Leybold-Heraeus IS1,5 / II* (Abb. 3.10) durchgeführt. Die Anlage besteht aus einem Vakuumgefäß (Kessel), einem Umrichter mit einer Anschlussleistung von max. 40 kW bei einer Nennfrequenz von 4 kHz, einem Pumpenstand mit zweistufiger Sperrschieberpumpe und einer Spule, in der Einsatztiegel für das Erschmelzen und die notwendigen metallurgischen Behandlungsschritte eingestampft werden. Die Tiegel werden aus einem tonerdebasierten Gießbeton (*KEROXYD G/A 9 h-g*) hergestellt. Als Einsatzmaterial wird je nach Versuchsart ca. 4.3 kg ARMCO-Reineisen mit der chemischen Spezifikation gemäß Tabelle 3.1 oder geschnittene HSD-Platinen von der Clausthaler Techniksanlage verwendet. Das Abgussgewicht für Gussstücke mit einer Standarddicke von 18 bis 20 mm beträgt zwischen 3.7 und 3.9 kg bei den Kohlenstoff- und 3.5 kg bei den HSD-Versuchen. Eine Temperaturüberwachung der Schmelze wird mithilfe einer in der Tiegelwand eingemauerten Dauermessung statt. Zusätzlich wird zur Überprüfung der Abgusstemperatur vor dem Abguss eine Referenzmessung mithilfe eines Eintauchelementes durchgeführt.

Tab. 3.1: Chemische Zusammensetzung des ARMCO Reineisens

Element	C	Mn	Si	Al	P	S	O
Gehalt in Gew.-%	< 0.003	0.047	0.016	0.004	0.004	0.003	0.012

Der Versuch findet unter Ausschluss von Umgebungsatmosphäre entweder unter Schutzgasatmosphäre oder in Grobvakuumbedingungen statt. Als Schutzgas wird -falls nicht anderweitig spezifiziert- *Argon 4.6* verwendet. Bei Versuchsbeginn wird dieses nach Evakuierung des Kessels ($p < 50$ mbar abs.) in den Kesselraum eingeleitet und zur Vermeidung einer Kontamination durch einströmende Umgebungsluft während des Versuches auf leichtem Überdruck (ca. 10 bis 50 mbar rel.) gehalten.

Die metallurgischen Prozessschritte zur Herstellung der Kohlenstoffschmelzen bestehen aus einer Vakuumbehandlung unter Aufblasen von Argon mittels Lanze, dem Legieren von Kohlenstoff in Form von Elektrographit auf die jeweilige Zielzusammensetzung sowie der chemischen Überprüfung durch Probenentnahme und Analyse mittels Verbrennungsanalyse an einem Kohlenstoff-Schwefel Analysator sowie ICP-OES (Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectrometry).



Abb. 3.10: Vakuuminduktionsofen Leybold-Heraeus *IS1,5 / II*

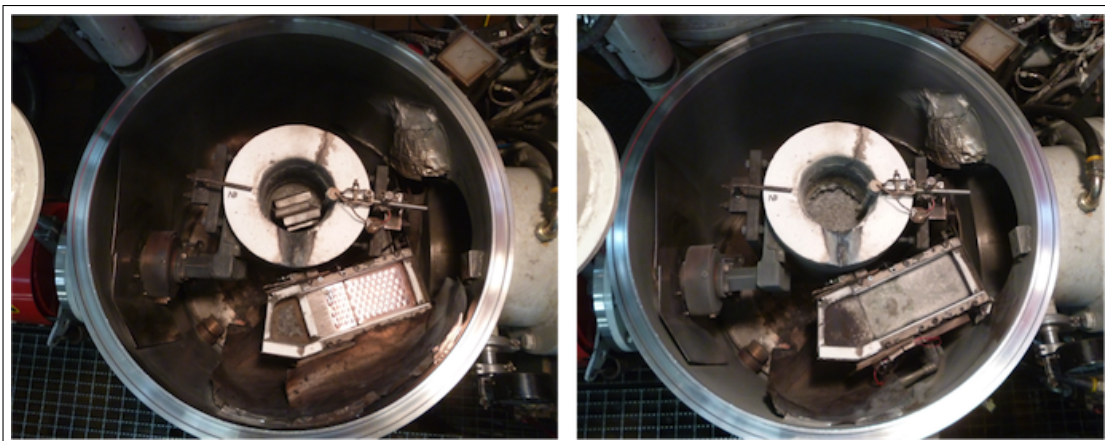


Abb. 3.11: Experimentalaufbau im versuchsfertigen Zustand vor (*links*) und nach (*rechts*) einem Heißexperiment

Gießsimulator

Der für diese Arbeit verwendete Experimentalaufbau (*Gießsimulator* oder kurz: *Simulator*) ist als Schnittansicht in Abb. 3.12 und Abb. 3.13 dargestellt. Die Konstruktion wird im Kesselraum vor der Spule fixiert und an einen vom Ofen getrennten Kühlwasserkreislauf angeschlossen. Abb. 3.11 zeigt das eingebaute Setup vor und nach einem Heißversuch.

Der Aufbau besteht innerhalb des Kessels aus drei miteinander verbundenen Teilen, die im Folgenden als *Ober-* und *Unterbau* sowie *Substrat* bezeichnet werden. Zusammengesetzt bilden sie ein gas- und wasserdichtes Kühlsystem einer Kupferplatte mit aufgesetzter Gießform.

Der Unterbau ist als eine nach oben hin offene Edelstahlkonstruktion im Zweikammerprinzip ausgeführt, die über eine wassergekühlte und mit Thermoelementen instrumentierte Kupferplatte (im Folgenden: *Kupfersubstrat* oder kurz: *Substrat*) abgeschlossen wird. Die Kühlung wurde als Spritzkühlung ausgelegt. Auf der horizontalen Trennwand zwischen den beiden Kammern befinden sich zehn zur Substratunterseite (*Kaltseite*) gerichtete Düsen (Typ *Lechler 602.802*), die mit 2.5 bar Wasser beaufschlagt werden. Die Entfernung zwischen Düsenaustritt und Substratunterseite beträgt 60 mm. Die Düsen sind in Gießrichtung in zwei Reihen mit jeweils 40 mm Abstand zueinander montiert. Zwischen den zwei Düsenreihen besteht ein Versatz von 42 mm. Im vom Substrat abgedeckten Teil des Unterbaus herrscht während des Versuches ein Unterdruck von ca. -300 mbar (rel.). Sowohl die Düsenkonfigurationen wie auch die Druckverhältnisse unterhalb der Kupferplatte sind somit den Begebenheiten der in Unterabschnitt 2.2.1 beschriebenen Technikumsanlage nachempfunden. Ein Spritzbild des mit einer Plexiglas- statt einer Kupferplatte versehenen Unterbaus ist in Abb. 3.14 zu sehen. Um ein Rückstauen des Kühlwassers und damit ein Volllaufen des Unterdruckbereichs zu vermeiden, wird über eine von außerhalb des Kessels durch den Kesselinnenraum geführte Schlauchverbindung Falschluf zwischen die Düsenstöcke eingeleitet.

Das Kupfersubstrat bildet den zweiten Teil des experimentellen Aufbaus. Es besteht aus einer Elektrolytkupferplatte mit den Maßen 205 mm mal 120 mm. Die Dicke der Kupferplatte variiert je nach Ausführungsform der Oberflächengeometrie. In dieser Arbeit werden zwei Substratversionen verwendet: ein glattes und ein strukturiertes Substrat. In der glatten Version hat die Kupferplatte eine Dicke von 9.97 mm. Bei dem strukturierten Substrat wurden auf die Oberseite herausstehende, runde Erhebungen (*Noppen*) in die Plattenoberseite gefräst. Die Form und Größe der Noppen entsprechen dabei einer Casterbandstrukturierung der Technikumsanlage. Das Muster sowie die Lage der Noppen sind Abb. 3.15 dargestellt. Die Noppen sind sowohl in Gieß- wie auch in diagonaler Richtung 12 mm voneinander entfernt. Die Dicke der Grundplatte von der Wasserseite bis zum Noppengrund beträgt 9.6 mm, von dort bis zur

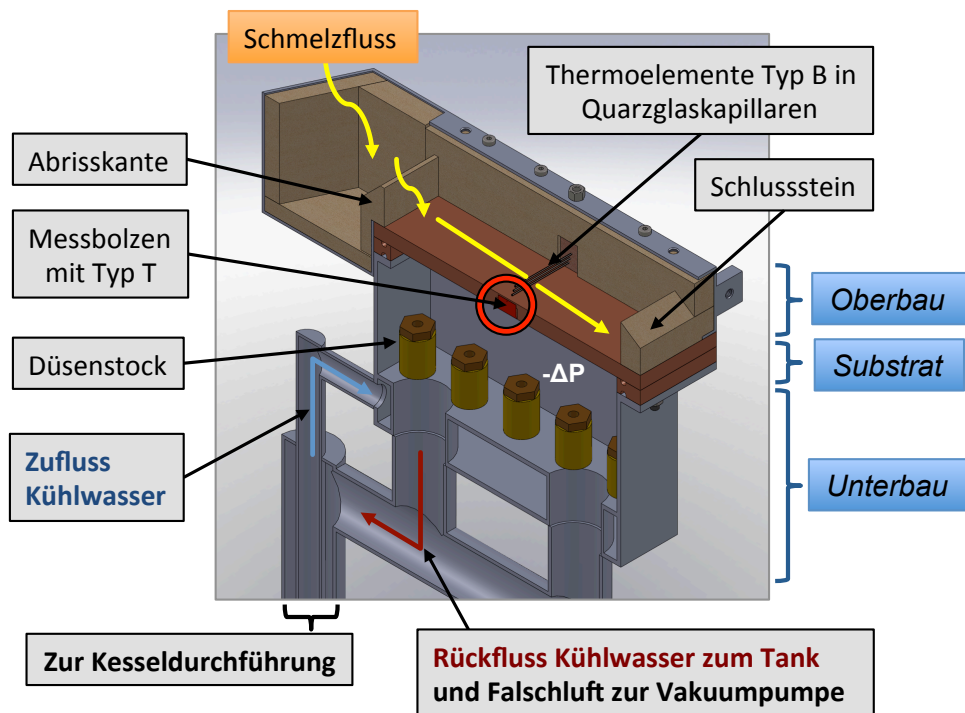


Abb. 3.12: CAD Modell des Simulators mit den wichtigsten Komponenten (isometrische Schnittansicht)

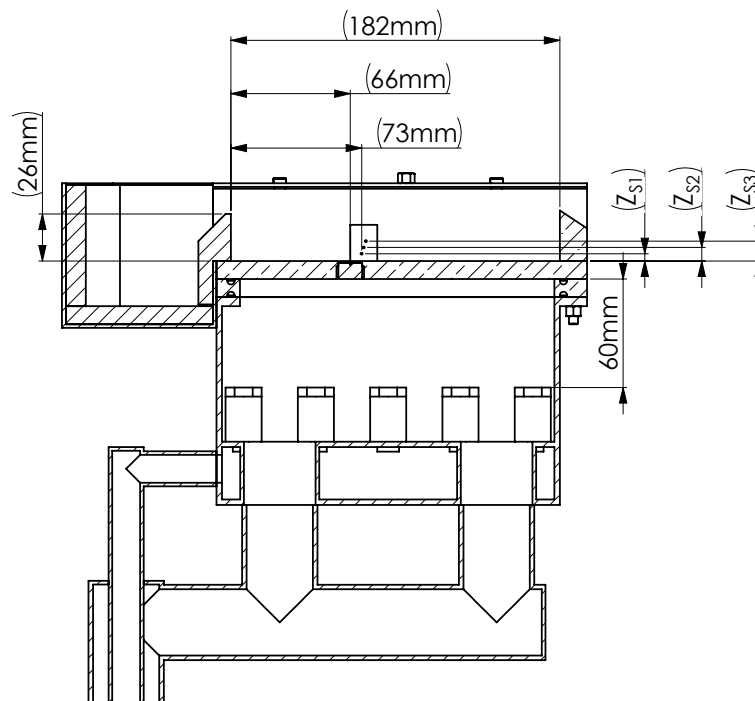


Abb. 3.13: Skizze des Simulators mit den wichtigsten Maßen (Angaben in Klammern sind einbaubedingt versuchsabhängig).

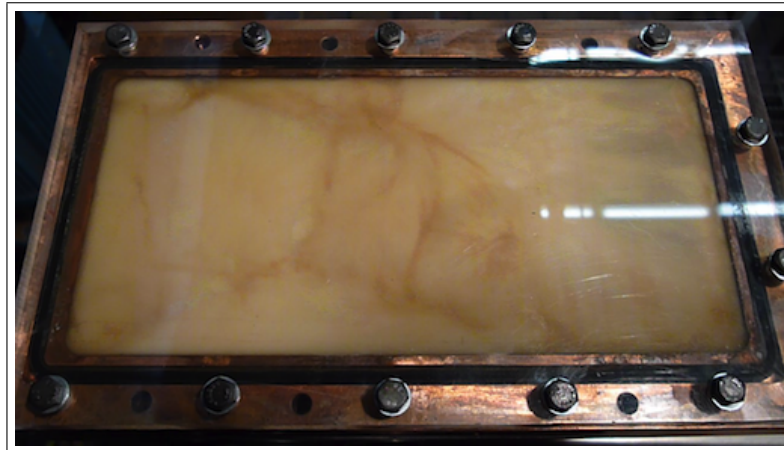


Abb. 3.14: Spritzbild der Substratkühlung (Versuchseinstellungen: 2.5 *bar* Wasserdruck für Düsenstöcke, -300 *mbar* (*rel.*) Unterdruck im Rücklaufbereich des Unterbaus mit Falschlufteinleitung)

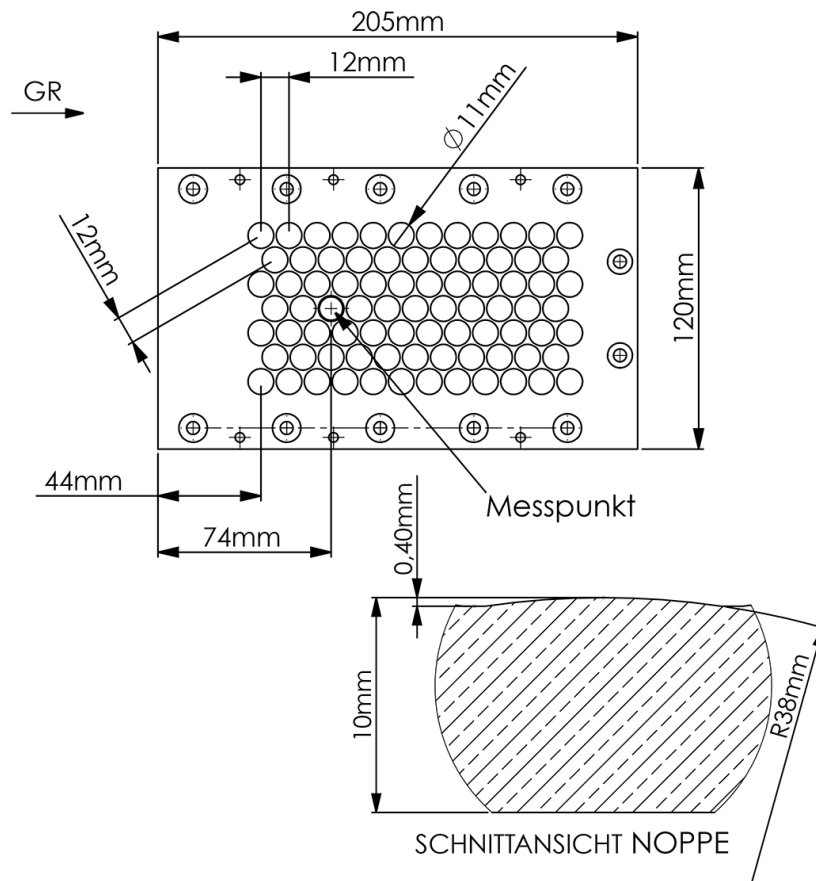


Abb. 3.15: Skizze des genoppten Substrats mit den wichtigsten Maßen (Schnittansicht *Noppe* zeigt einen vertikalen Schnitt durch die Kupferplatte mit halber *Noppe*)

Kuppe sind es weitere 0.4 mm. Um eine reproduzierbare Oberflächengüte zu erhalten wird die Oberseite beider Substrate vor jedem Versuch mit Diamantsuspension und Wasserschleifpapier mit Körnung 1200 vorbehandelt.

Der dritte Teil des Versuchsaufbaus (*Oberbau*) ist ein Edelstahlprofil zur Zuführung der Schmelze auf das Substrat sowie dessen Eingrenzung auf der Kupferplatte. Es besteht aus einem siphonartigen Abgussbehälter, einer Abrisskante sowie seitlich verlaufenden, nach Innen zeigenden C-Profilen. Letztere werden auf dem Substrat mit dem Unterbau verschraubt und bilden zusammen mit der Kupferplatte als Boden und dem feuerfesten Schlusstein die eigentliche Gussform. Die Maße des mit Schmelze beaufschlagten Substratabschnittes betragen 185 mm mal 90 mm. Die innenliegenden Abschnitte des Oberbaus sind mit Al_2O_3 - SiO_2 -Feuerleichtsteinen ($JM^{TM}30$ von *Morgan Advanced Materials PLC*) ausgekleidet. Die Ausführung der Abrisskante orientiert sich an der Funktionsweise und den Abmaßen der Feuerfestdüse des Aufgabesystems der Technikumsanlage. Die Feuerleichtsteine der Seitenbegrenzung bilden im Oberbau –analog zu den Dammblockketten der DSC-Anlage– einen begrenzten Gießspalt. Zur Vermeidung eines Abhebens des erstarrenden Gussteils durch Überspannungseffekte sind die seitlich in die C-Profile eingemauerten Feuerleichtsteine in Richtung des Substrates konisch aufgeweitet, so dass die Gussstückbreite mit zunehmender Schmelzenhöhe geringfügig abnimmt.

Im Hinblick auf die Ähnlichkeit der Strömungsverhältnisse beim Versuchsaufbau und solchen an einer DSC-Anlage konnten anhand von Videoaufnahmen Abweichungen zwischen dem Füllen der Gießform und der Schmelzenaufgabe an der Technikumsanlage festgestellt werden. Diese äußern sich insbesondere durch den beim Versuchsaufbau beobachteten, anfänglichen Rückprall des Schmelzenstromes vom Schlusstein. Angesichts der geometrischen und verfahrenstypischen Unterschiede (z.B. stationäre bzw. mitlaufende Kokille) ließen sich derartige Differenzen zwischen Versuchsaufbau und Betriebsanlage jedoch nicht vermeiden.

Nach Erreichen des Schlussteines füllt der Schmelzstrom die Gießform weiter auf, ohne dass es zu einem Überfließen der Begrenzung kommt. Die Gießdicke wird durch die Menge an Schmelze sowie der Höhe der gegenüber dem Schlusstein tiefer gelegenen Abrisskante bestimmt.

3.2.2 Instrumentierung des Gießsimulators

Die Ermittlung der Wärmestromdichten zwischen Schmelze und Kühlwasser erfolgt substrat- wie auch schmelzseitig durch Temperaturmessungen mittels Thermoelementen. Zusätzlich befindet sich jeweils ein Widerstandsthermometer vom Typ PT100 in der Zu- und Rücklaufkammer des Kühlwassers im Unterbau.

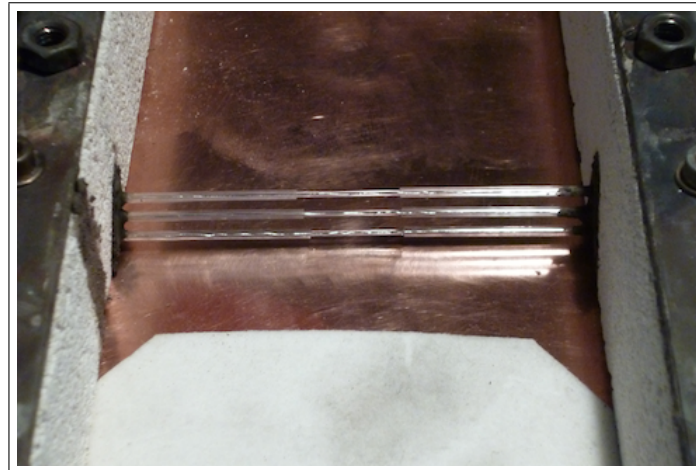


Abb. 3.16: Eingemauerte Tauchelementmessung mit Blick in Gießrichtung (unterer Bildrand: Wärmedämmung mittels Aluminiumsilikatfasermatte)

Schmelzseitig

Die Messung gussstückseitiger Temperaturen (*Tauchmessung*) hat die Aufgabe, sowohl die beim Erreichen des Messpunkts verbliebene Überhitzung der Schmelze als auch die während der Erstarrung vorliegenden Temperaturverläufe zu ermitteln. Die Instrumentierung des Oberbaus besteht aus drei Thermoelementen vom *Typ B* (im Folgenden: *Tauchelemente*) die 56 mm von der Abrisskante entfernt in einem definierten vertikalen Abstand (Z_{Sj}) zur Substratoberfläche installiert sind. Bei dem strukturierten Substrat bezeichnet Z_{Sj} den Abstand der Kapillarmitte zum Noppenscheitelpunkt. Abb. 3.16 zeigt eine Aufnahme der Tauchelementmessstelle bei einem Versuch mit glattem Substrat. Die im Folgenden verwendete Bezeichnung der Elemente lautet:

- $S3$: Oberes Thermoelement, Abstand zum Substrat: Z_{S3}
- $S2$: Mittleres Thermoelement, Abstand zum Substrat: Z_{S2}
- $S1$: Unteres Thermoelement, Abstand zum Substrat: Z_{S1}

Der Schenkeldurchmesser der Thermoelemente beträgt 0.2 mm. Die zu beiden Seiten des Oberbaus gespannten Thermoleitungen sind durch eine Quarzglaskapillare (AD 1 mm, ID 0.5 mm) über die gesamte Gießbreite vor der umhüllenden Schmelze geschützt. Zusätzlich werden die Kapillare im Bereich der Seitenwände durch jeweils eine größere Kapillare (AD 1.8 mm, ID 1.1 mm) mechanisch stabilisiert. In der Gießspaltmitte bleibt für die Messung ein Bereich von ca. 29 mm ohne diese zusätzliche *Doppelkapillar*-Stabilisierung frei.

Da die Quarzkapillare mit den Thermoelementen für jeden Versuch mithilfe eines Arretierungsklemmblocks in die seitlichen Feuerleichtsteine des Oberbaus eingemauert werden, variiert ihre vertikale Position Z_{Sj} bei jedem Versuch. Die bei Beginn des jeweiligen Experimentes vorliegenden Positionen können in den Versuchsspezifikationen im Anhang auf S. 152 und 153 gefunden werden.

Substratseitig

Die Messung der Substrattemperaturen (*Substratmessung*) wird durch eine Instrumentierung der Kupferplatte mit vier vertikal übereinander angeordneten Thermoelementen am Messpunkt (siehe Abb. 3.15, S. 67) erreicht. Die verwendete Bezeichnung lautet analog zu den Schmelzelementen:

- $M1$: Heißseitiges Thermoelement, Abstand zur Substratoberfläche: Z_{M1}
- $M2$: Mittleres, heißseitiges Thermoelement, Abstand zur Substratoberfläche: Z_{M2}
- $M3$: Mittleres, kaltseitiges Thermoelement, Abstand zur Substratoberfläche: Z_{M3}
- $M4$: Kaltseitiges Thermoelement, Abstand zur Substratoberfläche: Z_{M4}

Die Entfernungen der vier Messstellen Z_{M1} , Z_{M2} , Z_{M3} und Z_{M4} zu der Substratoberseite betragen mit Ausnahme von drei auf einem genoppten Substrat vergossenen, peritektischen Stählen 0.95, 1.8, 4.0 und 8.0 mm. Für die drei peritektischen Versuchsschmelzen $V77$ bis $V79$ wurde ein Substrat mit $Z_{M1} = 0.9$ mm, $Z_{M2} = 1.75$ mm, $Z_{M3} = 3.95$ mm und $Z_{M4} = 7.95$ mm verwendet.

Für die Messung der Substrattemperaturen wurden Thermoelemente vom *Typ T* mit einem Manteldurchmesser von 0.5 mm für eine schnellere Ansprechzeit im Bereich der Messperle modifiziert. Ziel ist es, durch einen metallischen Kontakt zwischen Kupfersubstrat und Messperle eine schnelle Temperaturannahme der Messperle sicherzustellen. Das auf diese Weise gebildete Thermoelement kann auf zwei Arten ausgelesen werden:

- *Semi-intrinsisch*: Minusschenkel bleibt die Konstantanleitung des konventionellen Fühlers. Den Pluschenkel bildet das Kupfersubstrat.
- *Konventionell*: Der Fühler wird wie ein herkömmliches Thermoelement über den Konstantan- und Kupferschenkel ausgelesen.

Vorteile einer semi-intrinsischen Messung sind laut Loulou et al. [39]:

- Eine Reduzierung der Ansprechzeit durch Verringerung der Masse und damit Trägheit der Messstelle.
- Ein geringerer Absolutfehler.
- Eine Verringerung des globalen Fehlers durch einen geringen Kontaktwiderstand.

Nachteilig hingegen ist, dass ein differenzielles Messen beider Schenkel durch die Masseverbindung zum Substrates nicht möglich ist und somit Störungen, die über den Erdschluss eingespeist werden Einfluss auf die Messergebnisse haben können. Des Weiteren kommt es während der Messung zu einer Einkopplung des Induktionsfeldes in das Substrat und somit in die Sensorleitungen. Auch wenn die Induktionsspule vor dem Abguss lastfrei geschaltet wird, bleibt ein Restfeld im Spulenbereich, das über das Substrat in die Messtechnik einkoppelt wird und dort zu einem Verrauschen der aufgezeichneten Messwerte führt. Um die Ansprechzeit der konventionellen Elemente dennoch denen von *semi-intrinsischen* Elementen anzugleichen, wurden der Edelstahlmantel sowie die Thermoelementperle mechanisch angepasst. Gemäß Abb. 3.17

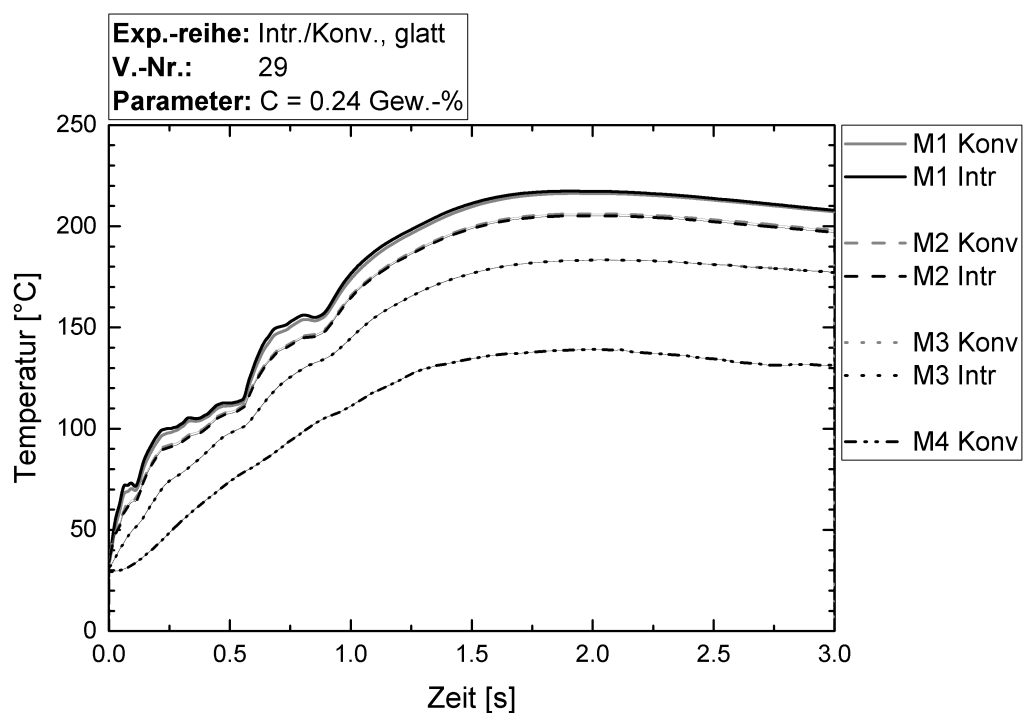


Abb. 3.17: Temperaturmessdaten bei gleichzeitigem Auslesen nach *konventioneller* und *semi-intrinsischer* Messweise

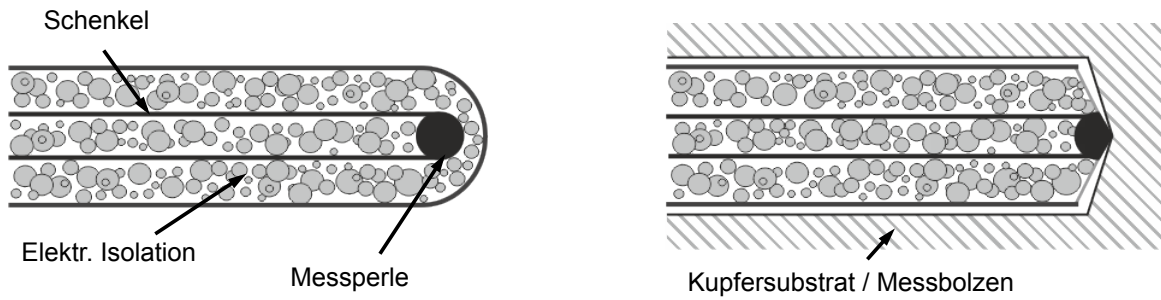


Abb. 3.18: Schematische Darstellung der Thermoelementmodifikation (*links*: Originalzustand, *rechts*: modifiziert im eingebauten Zustand)

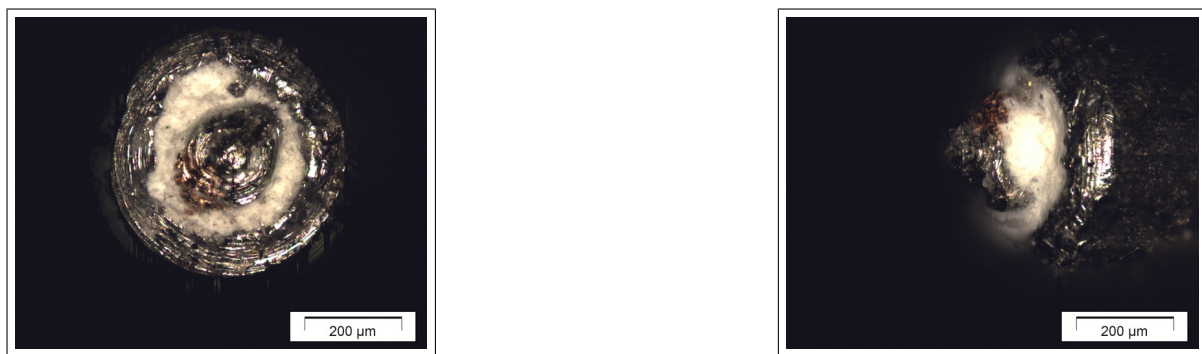


Abb. 3.19: Frontal- (*links*) und Seitenansicht (*rechts*) auf ein modifiziertes Thermoelement

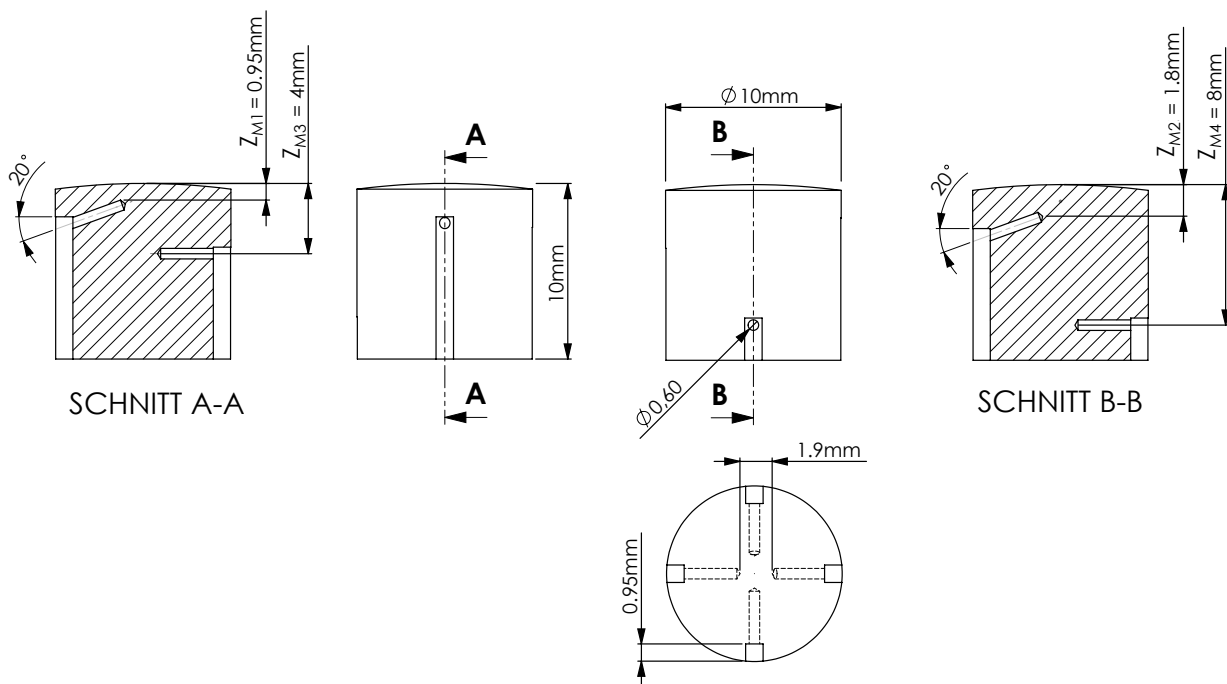


Abb. 3.20: Messbolzen (genoppte Version) mit den wichtigsten Maßen (Abweichend: V77-V79)

zeigen die modifizierten Elemente bei konventioneller Messweise keine merklichen Unterschiede zu den Messdaten einer semi-intrinsischen Verschaltung.

Die Modifikation der Mantelthermoelemente ist in Abb. 3.18 schematisch dargestellt. Die handelsüblichen Fühler werden im Bereich der Messperle in einem Spitzenwinkel von 100° angeschliffen und das Isolationsmaterial (Magnesiumoxid) im offenliegenden Spitzenbereich zur Stabilisierung der Messperle hydraulisch ausgehärtet. Das Thermoelement bleibt auf diese Weise in seiner konventionellen Funktionsweise erhalten und kann mit einer angespitzten Messperle über die zwei Messschenkel ausgelesen werden. Zugleich ist ein Kontakt zwischen der offenliegenden Perle und dem Kupfersubstrat möglich. Ein Beispiel für die Messperlenregion eines einbaufertigen Elements ist in Abb. 3.19 zu sehen.

Die Fixierung der modifizierten Thermoelemente im Substrat geschieht über einen in die Kupferplatte eingepressten Messbolzen, Abb. 3.20. In dessen Mantelfläche werden vier 0.6 mm große Bohrungen radial mit einem definierten Abstand zur Stirnfläche des Bolzens gebohrt. Die Bohrungen sind 90° zueinander versetzt und enden am Bohrgrund in einem 116° spitzen Konus. Zwei der vier Bohrungen verlaufen zudem nicht parallel zur Stirnfläche sondern in einem Winkel von 20° in Richtung der heißseitigen Bolzenseite. Um eine Fixierung der in die Kanäle eingelassenen

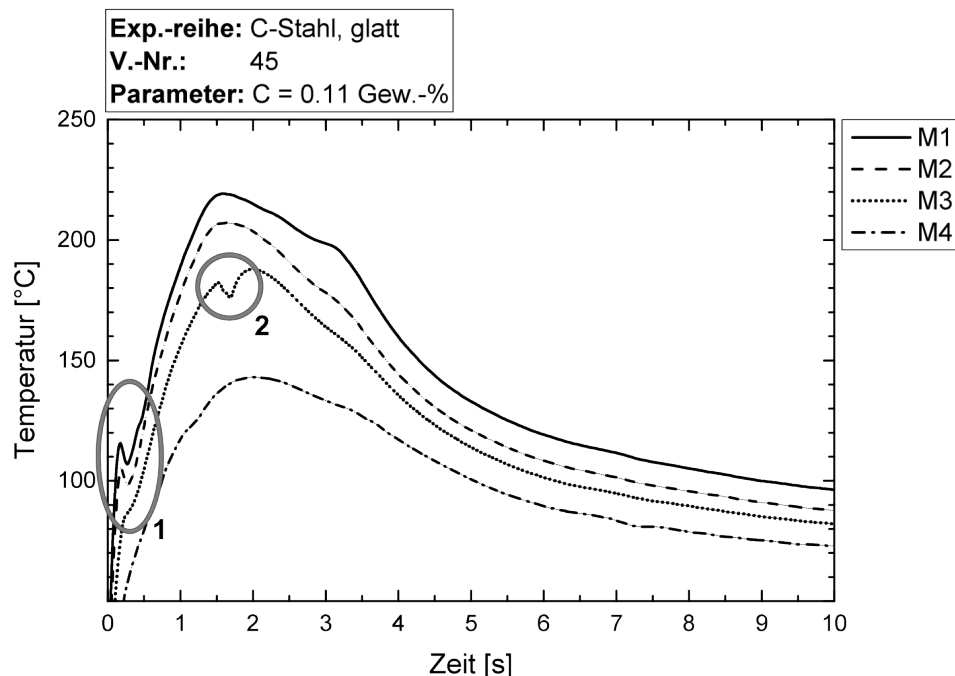


Abb. 3.21: Beispiele für eine reale Temperaturschwankung (1) und einen Kontaktfehler (2)

Thermoelemente zu gewährleisten, werden von der wasserseitigen Stirnseite des Bolzens ausgehende Nuten bis zu den entsprechenden Bohrungen in die Mantelfläche des Bolzens gefräst. Des Weiteren existiert im Bereich der Mittelachse zwischen den gegenüberliegenden Bohrungen ein Sektor aus Vollmaterial (siehe unteres Teilbild von Abb. 3.20). Der Durchmesser dieses von den Bohrungen unbeeinflussten Bolzenkernes beträgt 1.9 mm und soll einen von den Messfühlern ungestörten Wärmefluss zwischen Heiß- und Kaltseite des Substrates gewährleisten.

Bei der Herstellung des ersten von zwei glatten Substraten wurde die Ausdehnung des Kupfers bei Schmelzenkontakt unzureichend berücksichtigt. Folglich kann es zu einem temporären Kontaktverlust einzelner Thermoelementmessperlen und dem Bohrgrund kommen. Charakteristisch an diesem Fehler ist, dass meist nur ein Thermoelement betroffen ist und dieses durch den sich bildenden Gasspalt zwischen Messperle und Kupfer kurzzeitig niedrigere Temperaturmessdaten liefert. Für das glatte Substrat sind die Fühler $M3$ (häufig) und $M4$ (sporadisch) betroffen. Abb. 3.21 zeigt Temperaturverläufe mit einer realen Schwankung (**1**) sowie einem Kontaktverlust von $M3$ im Bereich der Maximaltemperatur (**2**, gekennzeichnet durch den unbeeinflussten Temperaturverlauf an $M1$, $M2$ und $M4$).

Aus den Erfahrungen mit dem glatten Substrat leiten sich zwei für die Messung wesentliche Maßnahmen ab:

1. Das Auslesen der Thermoelemente geschieht bei allen Versuchen über die *konventionelle* statt *semi-intrinsische* Messweise da mit letzterer der Kontaktverlust des Fühlers zum Bohrgrund einen vollständigen Verlust der Messdaten bedeuten würde.
2. Um das Auftreten des Fehlers zu unterbinden und einen dauerhaften metallischen Kontakt zwischen dem Bohrgrund und der Messperle zu gewährleisten werden die Thermoelemente unter Vorspannung in die Bohrungen des Bolzens eingestemmt.⁵

Die zur Wasserseite des Substrates führenden Nuten in der Mantelfläche mit den darin eingepressten Thermoelementen werden anschließend mit Weichlot (Typ: $L-Sn60PbCu2$) aufgefüllt. Um Einflüsse der Schmelzenströmung am Aufprallpunkt auszuschließen, wird der einbaufertige Bolzen nicht an der Position des Auftreffpunkts der Schmelze hinter die Abrisskante sondern 66 mm von dieser entfernt (entspricht 74 mm von der Substratkante, vgl. Abb. 3.13 und Abb. 3.15) in das Substrat eingepresst und anschließend zusammen mit der Substratoberseite auf das Sollmaß gefräst.

⁵ angewendet bei genopptem Substrat.

Um den Temperaturverlust der Schmelze bis zum Messpunkt gering zu halten befindet sich zudem zwischen der Position des Messbolzens und der Abrisskante eine 3 mm dünne Aluminiumsilikatfasermatte (*PYROSTOP*^{®6} Papier 1600, siehe Abb. 3.16). Die Abdeckung endet 32 mm vor der Messstelle, sodass die Eindimensionalität des Wärmestroms im Substrat nicht beeinflusst wird.

Kühlwasserseitig

Eine Überprüfung der Kühlwassererwärmung während der Versuchsdurchführung wird durch eine Temperaturmessung in den zu- und abfließenden Kühlwasserströmen erreicht. In der Druckkammer unterhalb des Düsenstockes und in der Unterdruckkammer befindet sich zu diesem Zweck jeweils ein PT100 Temperatursensor. Die Sensormessspitze für die Messung der Rückwassertemperatur ist dabei analog zur Technikumsanlage zwischen den Düsenreihen in einen Auffangnapf aus Kupfer verbaut, in dem vom Substrat zurückfallendes Kühlwasser aufgefangen und vor Abfluss durch eine untere Öffnung temperaturmäßig erfasst werden kann. Die Messstelle liegt unterhalb der Messbolzenposition und ist in Abb. 3.22 dargestellt.

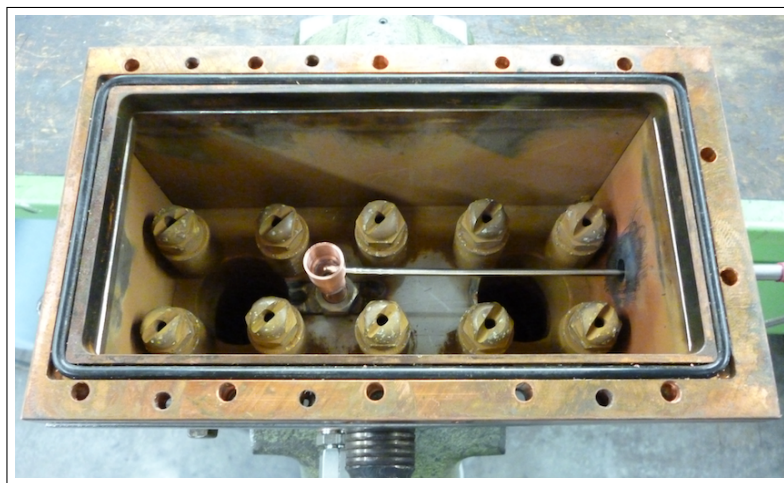


Abb. 3.22: Temperaturmessung des Rücklaufkühlwassers im Unterbau der Versuchsanlage

3.2.3 Messtechnik

Die Messtechnik ist modular über einen variabel instrumentierbaren Anschlussblock mit einer rechnergestützten Datenkonditionierung ausgeführt. Der Anschlussblock vom Typ *Natio-*

⁶ *PYROSTOP*[®] ist eingetragener Markenname der *RHI AG*; Produkt und produktbeschreibende Begriffe werden im Folgenden als Pyrostop bezeichnet.

nal Instruments SC-2345 wird rechnerseitig mithilfe einer Datenerfassungskarte *NI PCI 6229* ausgelesen und die Messwerte anschließend über die Software *National Instruments LabVIEW* aufbereitet. Im Anschlussblock werden für die Tauch- sowie Substratelemente Analogeingangsmodule vom Typ *SCC-AI07* verwendet, während die zwei PT100 Sensoren an einem *SCC-RTD01*-Modul angeschlossen sind. Die Abtastrate beträgt für alle Tauch- und Substratelemente 10 kHz. Softwareseitig werden die Substratmesswerte mit einem Bandpassfilter (Bandpass 40 - 1450 Hz), die Daten der Tauchelemente mit einem 10 Hz Tiefpassfilter behandelt. Die Kühlwassersensoren sind aufgrund des hardwareseitig eingebauten Tiefpassfilters auf 30 Hz beschränkt und werden keiner weiteren Filterung unterzogen.

Da die Gastemperatur innerhalb des Ofens von den Versuchsbedingungen abhängig ist und während der Experimente variiert, sind alle Messleitungen der Thermoelemente vom Typ T und B innerhalb des Kessels als Thermoleitungen ausgeführt. Ein Übergang auf Ausgleichsleitung (bei Typ B: *Cu/Cu*) geschieht erst nach einer Kaltstellenkompensation mittels Eiswasser außerhalb des Kessels. Zur Reduzierung von Rauscheffekten sind alle Leitungen außerhalb des Vakuumgefäßes elektrisch abgeschirmt.

3.3 Kalibration

3.3.1 Kalibration der Messtechnik

Eine Überprüfung der Messtechnik wird mithilfe eines Frequenzgenerators anstelle der Thermoelemente durchgeführt. Als Signal werden drei Wechselspannungen mit unterschiedlichen Periodendauern und einheitlicher Amplitude eingespeist und über ein Oszilloskop vom Typ *Tektronix® TDS20148* aufgezeichnet (siehe Abb. 3.24 und 3.23: *Gebersignal*). Die Prüffrequenzen betragen 500 Hz bei einer Sägezahnspannung sowie 500 Hz und 740 Hz bei einem sinusförmigen Signal. Als Abtastfrequenz wurde bei der *National Instruments* Messtechnik die für die Schmelzversuche verwendete Einstellung von 10 kHz verwendet (*Messsignal*).

Die Ergebnisse der Wechselspannungsmessung sind in Abb. 3.23 zu sehen. Als Rauschquelle wurde der Frequenzgenerator selbst identifiziert, wobei die Qualität des Signals nicht weiter verbessert werden konnte. Die Frequenzen der Wechselspannungen wurden trotz des verrauschten Gebersignals über die Messtechnik korrekt erfasst und durch den hardwareseitigen 10 kHz Filter ihrem Verlauf entsprechend geglättet wiedergegeben.

Da durch die Rauscheffekte die Amplitudenhöhe der Wechselspannung nicht exakt ermittelt werden konnte, werden in drei weiteren Messungen definierte Gleichspannungssignale mit einem

Multimeter vom Typ *Siemens B1108* erzeugt und über die Messtechnik ausgewertet. Die dritte Messung stellt einen Nullabgleich mithilfe des Multimeters dar.

Die Ergebnisse sind in Tab. 3.2 dargestellt. Die gemessene Spannungsabweichung beträgt nach

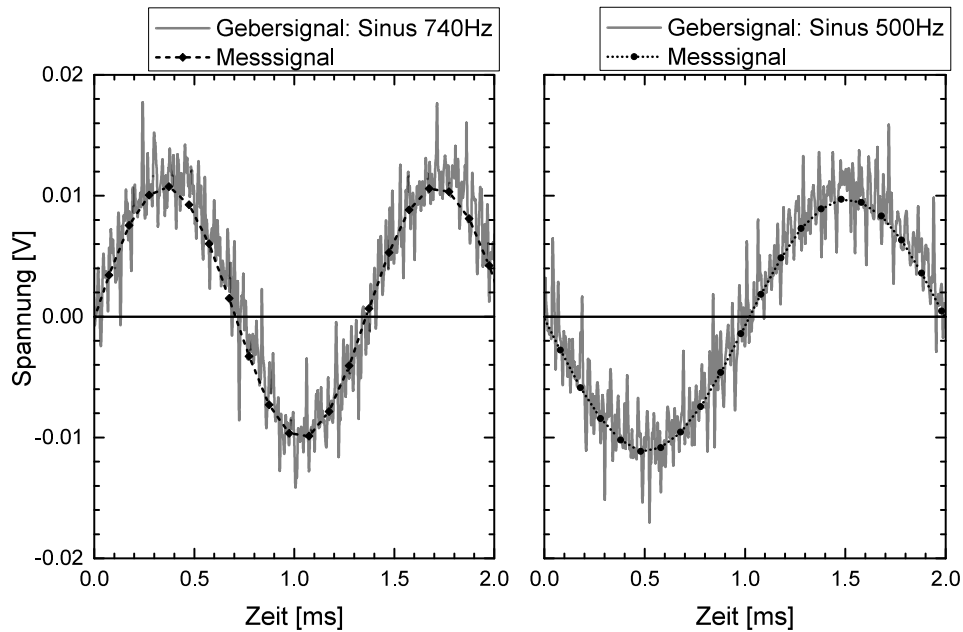


Abb. 3.23: Geber- und Messsignal für Sinusspannungen mit 740 Hz und 500 Hz Frequenz

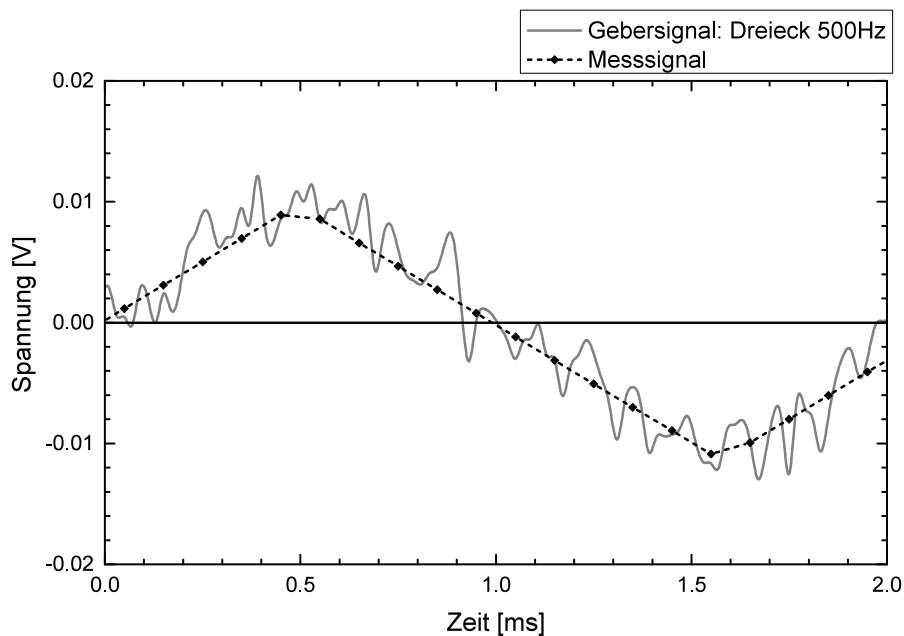


Abb. 3.24: Geber- und Messsignal für Sägezahnspannung mit 500 Hz

Tab. 3.2: Beispielhafte Mess- und Mittelwerte mit Standardabweichungen der Messtechniküberprüfung mittels dreier Gleichspannungssignale ($\Delta t = 0.0001$ s, $t = 0 \dots 0.1$ s)

Zeit	Messwerte je Gebersignal [mV]		
	Soll: 0	Soll: 10	Soll: 40
...
0.048	0.274	9.63	39.2
0.0481	0.295	9.82	39.46
0.0482	-0.011	9.86	39.39
0.0483	-0.065	10.01	39.46
0.0484	0.036	9.85	39.34
0.0485	-0.162	9.54	39.66
0.0486	-0.183	9.75	39.28
...
MW \pm Std.Abw.	0.008 \pm 0.16	9.7 \pm 0.16	39.5 \pm 0.16

Umrechnung mittels inverser Polynomfunktion nach ITS90 [141] bei 10 mV $5.58^{+2.98}_{-2.99}$ °C (entspricht: $9.7^{+0.16}_{-0.16}$ mV) und bei 40 mV $18.95^{+5.56}_{-5.8}$ °C, wobei letztere Umrechnung aufgrund des Geltungsbereiches der für Typ T Thermoelemente definierten ITS90-Polynomfunktion keine praktische Aussagekraft für die zu erwartenden Messwerte im Experiment besitzt.

3.3.2 Kalibration der Thermoelemente

Die Messwertüberprüfung der Thermoelemente wird mithilfe der bei den Schmelzexperimenten verwendeten *National Instruments* Messtechnik (s. Unterabschnitt 3.2.3) durchgeführt. Die Einstellungen der hardwareseitigen Komponenten und des Messprogramms entsprechen der Konfiguration während der späteren Untersuchungen.

3.3.2.1 Substratseitige Thermoelemente

Die Überprüfung der im Substrat verbauten Typ T Thermoelemente besteht aus der Ermittlung des Abweichung (*Offset*) ΔT_F zwischen einem Sollwert und den tatsächlichen Messwerten der einzelnen Fühler sowie einer Überprüfung der Ansprechzeit t_R . Beide Charakteristika hängen direkt von den Begebenheiten im Bereich der Messstelle ab. Während der Fühler als ein vom Substrat abweichendes Material eine zusätzlichen Störgröße für das sich im Grundmaterial ausbreitende Temperaturfeld darstellt, bestimmen Lage und Kontaktqualität der Messperle sowohl den Offset als auch die transienten Eigenschaften der Temperaturmessung [142].

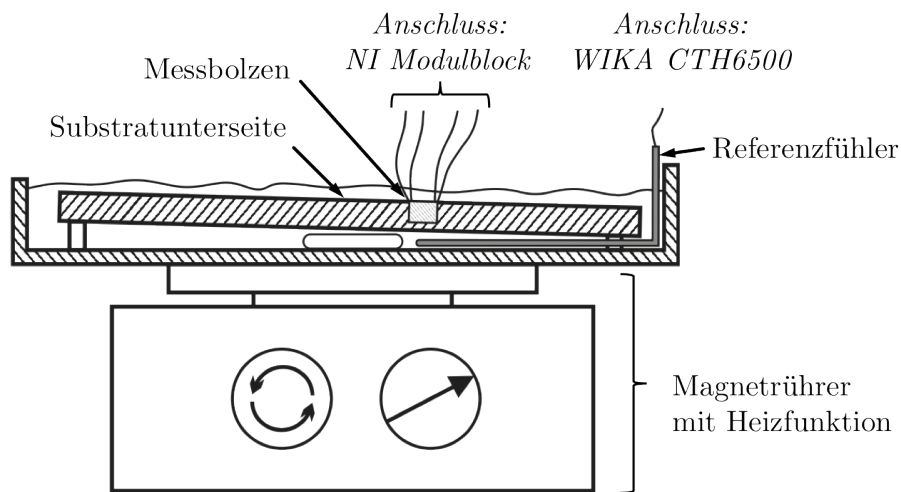


Abb. 3.25: Messapparatur zur Bestimmung der Offsets der substratseitigen Temperatursensoren

Der für die Quantifizierung von ΔT_F verwendete Versuchsaufbau ist Abb. 3.25 dargestellt. Er besteht aus einem beheizbaren Magnetrührer, auf dem sich eine mit Wasser gefüllte Edelstahlform befindet. In dieser sorgt ein Rührstäbchen für einen Temperatúrausgleich im Wasserbad. Das Substrat wird auf Isolationsplättchen lagernd so in der Form platziert, dass Ober- und Unterseite vollkommen vom Wasser umschlossen werden. Die Versuche erfolgen in Eiswasser sowie kochendem Wasser. Bei den Eiswasserversuchen bildet ein massiver Eisblock die Substatabstützung. Eine von der Messtechnik unabhängige Kontrollmessung erfolgt händisch mithilfe eines Quecksilberthermometers (Skala -0.3 °C bis 100.3 °C) an der Seitenfläche des Substrates sowie durch ein Handgerät vom Typ *WIKA CTH6500* mit einem Sonderfühler (*Typ N*, werksskaliert) im Bereich des Messbolzens. Für höhere Temperaturbereiche werden zusätzliche Messungen in einem Wärmeofen vom Typ *Memmert UM100* durchgeführt. Die Haltetemperaturen betragen 132 °C und 160 °C beim glatten und 156 °C beim genoppten Substrat.

Die Abweichungen zwischen Substrat- und den *CTH6500*-Kontrollmesswerten vor Beginn der Heißversuche sind in Abb. 3.26 und Abb. 3.27 (*links*) für beide Substrate dargestellt. Die Ergebnisse der Überprüfungsmessung nach den Schmelzexperimenten ist in den rechten Diagrammen zu sehen.

Die Abweichungen zwischen den Messwerten des Referenzfühlers und denen der Versuchsmesstechnik liegen bei den neu hergestellten Substraten in einem Mittelwertbereich von $-0.52 \pm 1.03\text{ °C}$ für das glatte und $2.5 \pm 1.2\text{ °C}$ für das genoppte Substrat. Nach den Versuchen ändern sich diese ΔT_F Werte nicht oder nur geringfügig ($-0.54 \pm 1.48\text{ °C}$ und $2.5 \pm 1.2\text{ °C}$). Nach DIN EN 60584-1:2013-07, [143] liegt die Grenzabweichung für Typ T Thermopaare (*Genauigkeitsklasse*

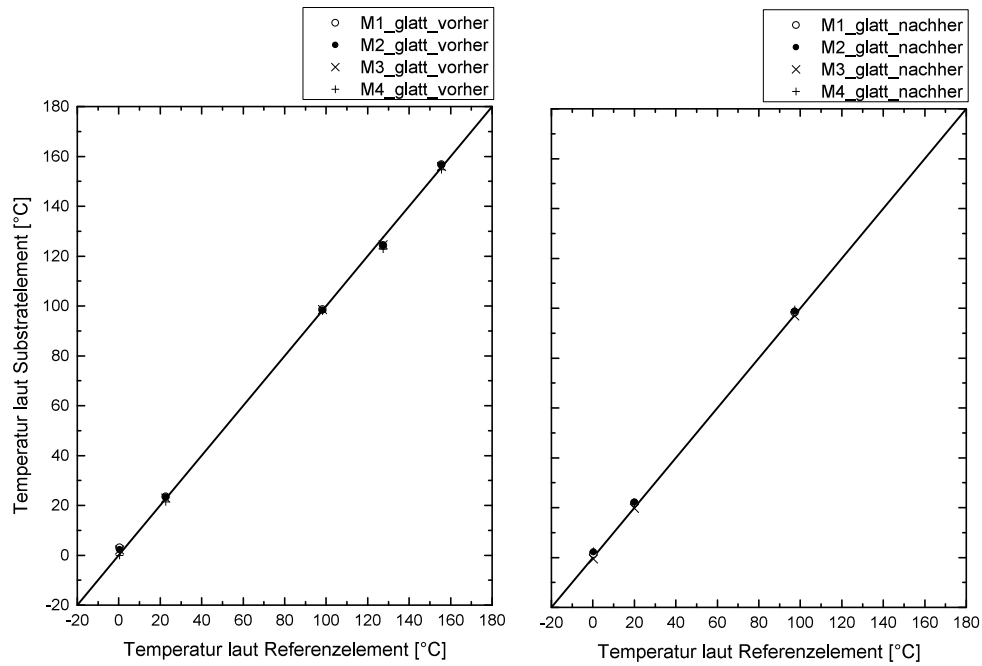


Abb. 3.26: Abweichungen der Substratmessdaten vom Referenzfühler vor (links) und nach (rechts) den Schmelzexperimenten; *glattes Substrat*

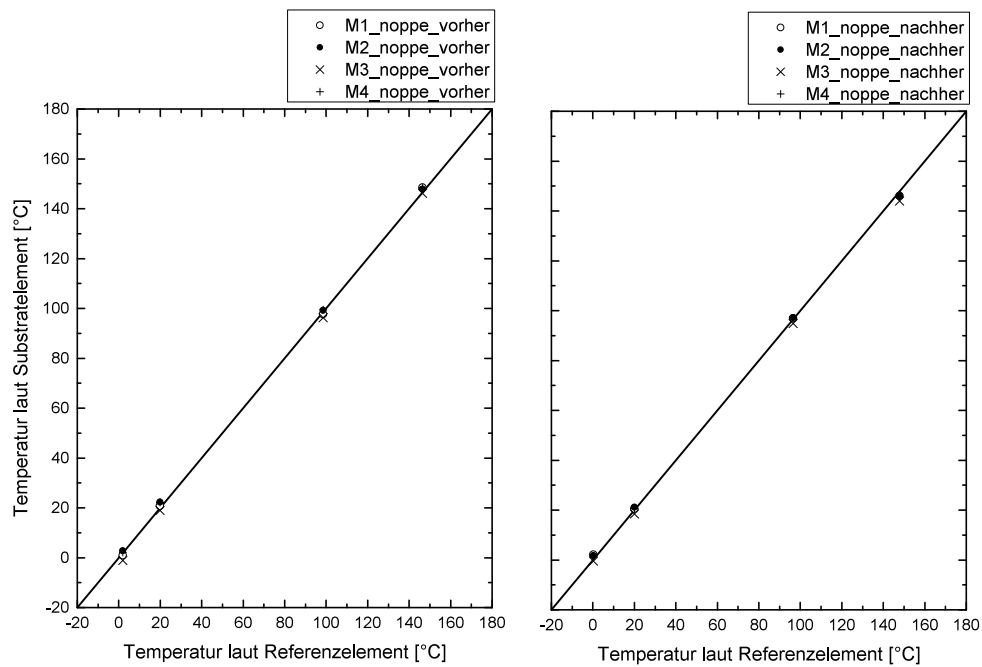


Abb. 3.27: Abweichungen der Substratmessdaten vom Referenzfühler vor (links) und nach (rechts) den Schmelzexperimenten; *genopptes Substrat*

1, $-40 < T < 350$ °C) bei ± 0.5 °C. Die gemessenen Abweichungen aller Substrate verfehlen diesen Sollbereich zwar, jedoch ist davon auszugehen, dass sich die in Unterabschnitt 3.3.1 für die *National Instruments* Messtechnik ermittelten Absolutfehler ebenfalls auf die Ergebnisse der hier durchgeführten Substratüberprüfung auswirken und bei den gezeigten Ergebnissen somit keine reinen Sensorfehler vorliegen. Weiterhin wird durch einen Vergleich zwischen den Messergebnissen vor und nach den Schmelzexperimenten deutlich, dass die Substrate den Einsatz während der Heißversuche ohne negative Auswirkungen auf die Genauigkeit und Funktionsfähigkeit der Thermoelemente überstanden haben und die aufgezeichneten Messdaten seitens ΔT_F keiner zeitlichen Veränderung unterliegen.

Die Ansprechzeit t_R wird an den modifizierten Thermoelementen im unverbauten Zustand geprüft. Eine präzisere *in-situ* Überprüfung der Elemente im instrumentierten Messbolzen lässt sich aufgrund der Trägheit des Kupferbolzens bei Temperaturbelastung nicht realisieren. Eine Berechnung nach dem formelmäßigen Zusammenhang für Systeme mit *konzentrierten Wärmekapazitäten* (*lumped capacitance method*, $Bi < 1$)

$$t_R = \frac{(\rho c_p)_{TC} V_{TC}}{\alpha_c A_C} \quad (3.1)$$

(vgl.[142]) ist durch den Aufbau des Sensors (Volumen der Messperle V_{TC} nur abschätzbar) und dessen Einbau im Messbolzen (Wärmeübergangskoeffizient α_c zwischen Sensor und Bohrgrund unbekannt, ebenso die Kontaktfläche A_C) für die modifizierten Elemente ebenfalls nicht möglich. Die Bestimmung von t_R muss daher experimentell erfolgen. Der für die Untersuchung der Ansprechzeit verwendete Versuchsaufbau ist in Abb. 3.28 zu sehen. Das Prinzip stellt eine modifizierte Version der von Tavares et al. [144] verwendeten Vorgehensweise dar.

Ein seitlich mit Isolationsmaterial umwickelter Kupferblock ($AD = 43$ mm, Isolationsmaterial: Pyrostop Papier 1600) wird mithilfe einer Heizplatte auf eine konstante Temperatur erhitzt. Der Block ist mit dem für die oben beschriebene ΔT_F -Messung verwendeten Referenzfühler instrumentiert. Da über die Heizplatte eingebrachte, elektrische Störungen die Messung beeinflussen können, wird der Kupferblock kurz vor der Messung elektrisch von der Heizplatte isoliert. Über eine zweite Bohrung (zentrisch, 8 mm Durchmesser, 23 mm tief) wird anschließend das zu überprüfende, modifizierte Substratelement schlagartig mit der Messspitze bis auf den Bohrgrund eingeführt. Um einen Kontakt mit den Bohrwänden zu vermeiden, ist es dabei von einer wärmeisolierenden Al_2O_3 -Führungshülse umgeben, an dessen unterem Ende die Messspitze des Elementes herausragt. Mit dem Kontakt zum Bohrgrund (Bohrgrundwinkel: 116°) wird über den Kupferschenkel des Thermoelements und eine am Kupferblock angebrachte Leitung

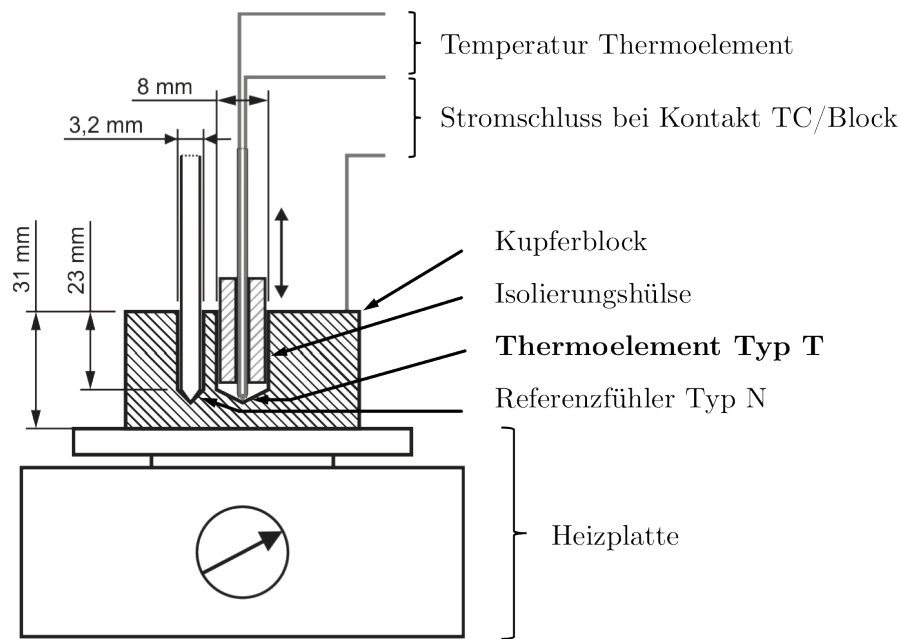


Abb. 3.28: Skizze der zur Ermittlung der Ansprechzeit verwendeten Messapparatur

ein Stromkreis zur Messtechnik geschlossen und dieser softwareseitig registriert. Gleichzeitig findet eine Aufzeichnung der Temperaturmessdaten durch ein konventionelles Auslesen bei der Messchenkel statt. Durch einen Vergleich des Zeitpunktes des Stromschlusses ($t = 0$ s) und dem zeitlichen Verlauf der Temperaturmessdaten kann im Folgenden die Ansprechzeit ermittelt werden.

Beispielhafte Ergebnisse der Versuche sind in Abb. 3.29 für ein modifiziertes Thermoelement gezeigt. Aus der Aufheizkurve des Thermoelements können mithilfe der Exzesstemperatur⁷ Θ_e charakteristische Kennwerte berechnet werden. Diese sind

- $t_{0,5}$: Reaktionszeit des Thermoelements, bei der $Y = 0.5 \Theta_e$ gemessen werden.
- $t_{0,9}$: Reaktionszeit des Thermoelements, bei der $Y = 0.9 \Theta_e$ gemessen werden.

Die beiden Kennwerte sind in Abb. 3.29 mit einem Stern- ($t_{0,5}$) und Dreieckssymbol ($t_{0,9}$) gekennzeichnet und betragen 0.15 s bzw. 1.89 s. Entsprechend dem Verhältnis $t_{0,9}/t_{0,5} = 12.6$ handelt es sich laut Michalski et al. [145] bei dem in der vorliegenden Arbeit verwendeten Aufbau um Temperatursensoren der Kategorie "*Surfacial Response*". Die dazugehörige Übertragungsfunk-

⁷ $\Theta_e = T_e - T_{amb}$

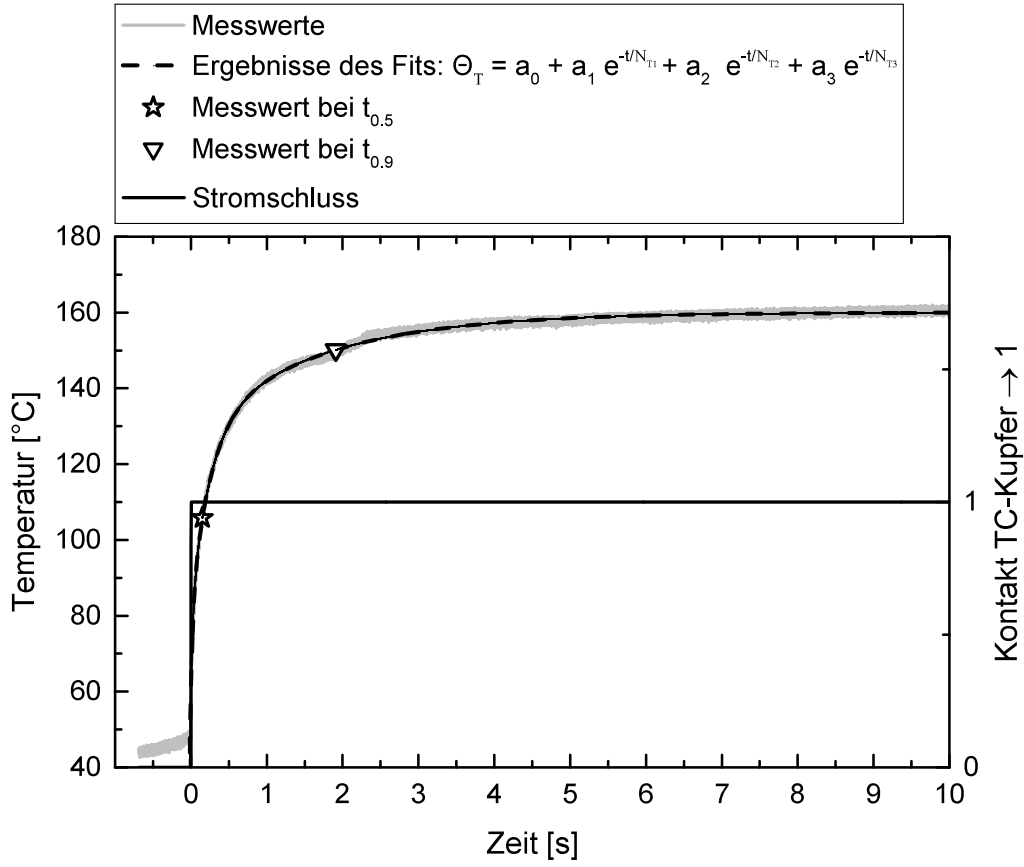


Abb. 3.29: Antwortsignal eines Thermoelements und Fit-Kurve bei Kupferkontakt sowie charakteristische Kennwerte ($T_{\text{amb}} = 51 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_e = 161 \text{ }^\circ\text{C}$)

ton $G_{T(s)}$ für diese Art von Sensoren wird in [145] angegeben als:

$$G_{T(s)} = K_T \frac{1 + sN_{T3}}{(1 + sN_{T1})(1 + sN_{T2})} \quad (3.2)$$

K_T stellt eine Konstante zur Beschreibung der elektrischen Signalumwandlung dar. Die zu Gl. 3.2 gehörige Antwortfunktion lautet:

$$\Theta_{T(t)} = \Theta_e \left(1 - \frac{N_{T1} - N_{T3}}{N_{T1} - N_{T2}} e^{-t/N_{T1}} + \frac{N_{T2} - N_{T3}}{N_{T1} - N_{T2}} e^{-t/N_{T2}} + \dots \right) \quad (3.3)$$

Analog zu dem Vorgehen in [146] lassen sich die modalen Zeitkonstanten und die Exzesstemperatur Θ_e zu neuen Konstanten zusammenfassen, sodass Gl. 3.3 vereinfacht werden kann zu:

$$\Theta_{T(t)} = a_0 + a_1 e^{-t/N_{T1}} + a_2 e^{-t/N_{T2}} + \dots \quad (3.4)$$

Letztere Form der Antwortfunktion wird an die normierten Temperaturmesswerte⁸ des Versuchs nach Abb. 3.28 angefitet (für $t = 0 \dots 10$ s) und die Werte für N_{Tn} und a_n bestimmt. Das Ergebnis des Fits ist in Abb. 3.29 zu sehen; die Werte der modalen Zeitkonstanten in Tab. 3.3. Nach Hashemian et al. [146] kann bei Kenntnis der modalen Zeitkonstanten anschließend die absolute Zeitkonstante N_T durch folgenden formelmäßigen Zusammenhang⁹ berechnet werden:

$$N_T = N_{T1} \left[1 - \ln\left(1 - \frac{N_{T2}}{N_{T1}}\right) - \ln\left(1 - \frac{N_{T3}}{N_{T1}}\right) + \dots \right] \quad (3.5)$$

Durch Einsetzen der modalen Werte aus Tab. 3.3 in Gl. 3.5 ergibt sich für die absolute Zeitkonstante der modifizierten Thermoelemente ein Wert von 1.96 s.

Mithilfe der Übertragungsfunktion (Gl. 3.2) ließe sich das Frequenzverhalten der Messstrecke oder die Sensorantwort der eingebauten Thermoelemente bei einer Temperaturabweichung bestimmen [146]. Neben dem gemessenen systematischen Messfehler kommt für den Versuchsaufbau im versuchsfertigen Zustand jedoch ein zufälliger Fehler hinzu, der während der Experimente einen für jedes Thermoelement individuellen Offsetfehler hervorruft und somit die Sensoreigenschaften beeinflusst.

Im eingebauten Zustand sind die Substratelemente im Ofen an miteinander verdrehten Thermoleitungen angeschlossen, die durch eine Vakuumdurchführung den Kessel verlassen und erst außerhalb des Kessels elektrisch abgeschirmt werden. Ein vergleichbarer Schutz der Leitungen innerhalb des Kessels ist aufgrund des Induktionsfeldes nicht realisierbar. Die Minimierung der Feldeinwirkungen wird daher lediglich über das gegenseitige Verdrehen der an jedem Fühler angeschlossenen Thermoleitungen erreicht. Da es innerhalb des Ofens dennoch Bereiche parallelgeführter Leitungen gibt (z.B. in den Miniatursteckverbindern der Anschlussstelle *Mantelthermoelement-Thermoleitung*), kommt es trotz verdrehter Aderpaare zu einer Feldein-

Tab. 3.3: Konstanten der Antwortfunktion (Gl. 3.4)

n	N_{Tn}	a_n
0		0.991
1	1.65	-0.285
2	0.255	-0.419
3	0.032	-0.204

⁸ Normierte Temperatur E_{t_i} berechnet nach: $E_{t_i} = \frac{T_{t_i} - T_{t0}}{T_{\max} - T_{t0}}$

⁹ Detaillierte Herleitung zu finden in [147]

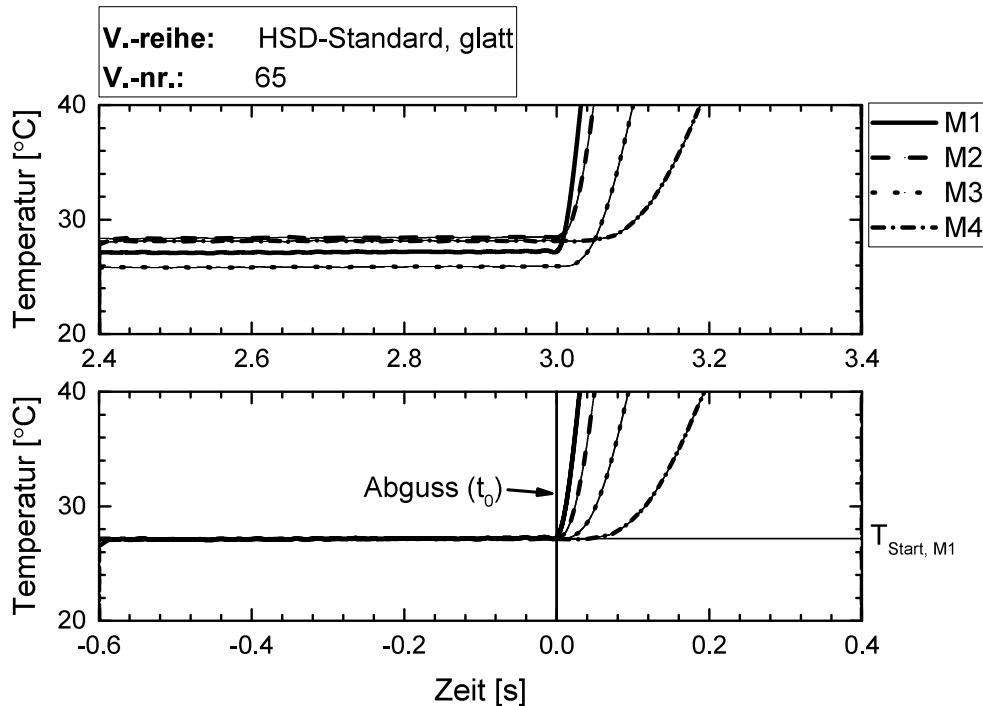


Abb. 3.30: Konditionierung der Substratmessdaten: Offsetbereinigung und Festlegung von t_0 (oben: Rohdaten; unten: korr. Daten)

wirkung, die je nach Lage der gebündelten Leitungen im Ofen einen für jedes Substratelement unterschiedlichen Offset hervorruft.

Für die Experimente wird daher ein nachträglicher Messwertabgleich vorgenommen, bei der die unmittelbar vor dem Abguss gemessenen Starttemperaturen der drei unteren Substratelemente ($M2$, $M3$, $M4$) auf den Wert des heißseitennächsten Thermoelementes ($M1$) verschoben werden, Abb. 3.30. Der Zeitpunkt t_0 des Beginns der Messung ist durch die erste Temperaturänderung am Sensor $M1$ festgelegt. Eine jeweilige Berücksichtigung der Ansprechzeiten der drei anderen Thermoelemente wird bei der Auswertung aufgrund der ungenauen Ermittlung von t_R nicht vorgenommen.

3.3.2.2 Gussstückseitige Thermoelemente

Bei den über der Substratmessstelle platzierten, heißseitigen Tauchelementen treten im verbauten Zustand zwei Fehlerquellen auf:

1. Ein Offset durch ungeschirmte Leitungen im Kesselraum (wie bei den Substratelementen).

2. Ein individuelles Ansprechverhalten durch unterschiedliche Perlengrößen und Positionen der Messtellen in den Quarzkapillaren.

Der zweite Punkt resultiert aus der Herstellungsart und der Installation der Elemente beim Schmelzversuch. Alle Tauchelemente besitzen eine handgemachte Messperle, die in ihrer Größe variiert. Mit zunehmender Messperlengröße wird die Ansprechzeit durch das Vorhandensein einer größeren thermischen Masse vergrößert.

Desweiteren kommt es bei jedem Thermoelement durch die Ummantelung mit einer Quarzglaskapillare zu einer zusätzlichen Wärmebarriere. Die zum Schutz des Sensors verwendete Quarzkapillaren haben einen Innendurchmesser von 0.5 ± 0.1 mm. Beim Einbau kann es zu einem Gasspalt zwischen dem Thermoelement und der Quarzkapillarwand kommen, welche die Ansprechzeit ebenfalls verringert. Eine Quantifizierung dieses Gasspaltes vor jedem einzelnen Versuch ist nicht möglich.

Eine Korrektur der Messdaten der Tauchelemente erfolgt daher ähnlich der Offsetbereinigung der Substratelemente (siehe S. 85). Als Referenztemperatur dient hierbei die aus der jeweiligen chemischen Analyse des Gussstücks berechnete Liquidustemperatur. Bei den Versuchen mit

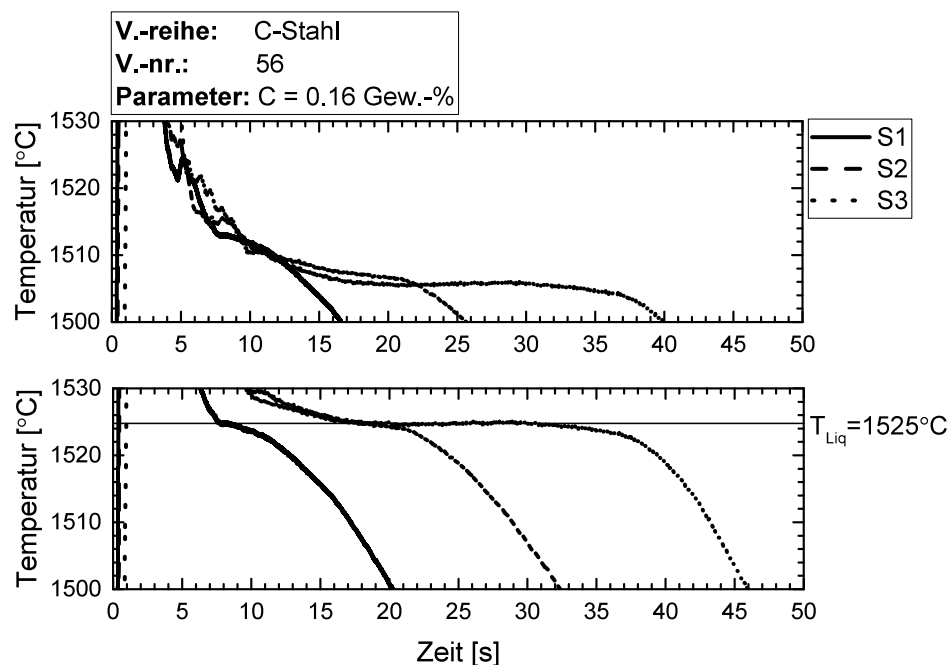


Abb. 3.31: Datenkonditionierung der Tauchelemente: Offsetbereinigung (*oben*: Rohdaten; *unten*: korr. Daten)

Kohlenstoffstählen bildet sich bei allen drei Tauchelementen ein Erstarrungsplateau bei unterschiedlichen Temperaturen aus. Die Korrektur dieser Messdaten beinhaltet eine Verschiebung des gemessenen Plateautemperaturen auf die mit der Gussstückanalyse berechnete Liquidustemperatur (sensorspezifischer Messwertabgleich), Abb. 3.31.

Da sich ein Erstarrungsplateau nur bei Stählen mit geringen Legierungsgehalten etablieren kann, ist eine Korrektur der Tauchelemente nach dieser Methodik nur für die behandelten Kohlenstoffstähle möglich. Die hochmanganhaltigen HSD-Stähle zeigen hingegen durch ein großes Erstarrungsintervall einen Temperaturabfall mit abschnittsweise unterschiedlichen Temperaturgradienten, jedoch ohne Erstarrungsplateau. Eine sinnvolle Korrektur scheint durch eine ungenaue Bestimmung der Knickpunkte nicht möglich. Die Temperaturmessdaten der Tauchelemente sind also lediglich für die Kohlenstoffstähle zuverlässig.

3.4 Versuchsprogramm

Wie in Abschnitt 2.4 gezeigt wurde existieren zahlreiche Einflussfaktoren auf den Wärmeübergang zwischen einem erstarrenden Gussstück und der Kokille. Im Rahmen dieser Arbeit werden diejenigen Faktoren untersucht, die für die Qualität des Gussbandes beim Bandgießen wesentlich erscheinen und deren Anpassungen bei der Technikumsanlage verfahrenstechnisch und wirtschaftlich realisierbar sind. Die variierten Parameter sind:

- Substratstrukturierung
- Zusammensetzung der Schmelze
- Gießdicke
- Substratbeschichtung
- Atmosphäre im Kessel

Um eine Vergleichbarkeit der Experimente zu ermöglichen, werden für die zwei untersuchten Legierungsgruppen *niedriglegierter Stahl* (im Folgenden: *C-Stahl*) und *hochmanganhaltiger Stahl* (*HSD-Stahl*) experimentelle Standardbedingungen definiert, welche die Grundeinstellung der oben aufgeführten Prozessparameter festlegen. Diese sind in Tab. 3.4 aufgeführt. Der angegebene Wert des Parameters *Überhitzung* bezieht sich auf die beim Abguss gemessene Überhitzung der Schmelze im Tiegel, da nur diese zuverlässig eingestellt werden kann. Aus den Messdaten

Tab. 3.4: Standardbedingungen bei den Gießversuchen

Parameter	Standardeinstellung
Gießdicke	18 mm
Überhitzung	120 °C
Substratbeschichtung	keine
Atmosphäre	Argon 4.6

aller Versuche wurde ein durchschnittlicher Temperaturverlust zwischen Schmelzentemperatur im Tiegel bei Abguss und maximal gemessener Temperatur der eingegossenen Tauchelemente von durchschnittlich 50 °C ermittelt, sodass die am Messpunkt vorliegende Überhitzung von der angeführten Standardtemperatur circa um diesen Wert abweicht.

Weiterhin werden die Schmelzversuche in zwei Hauptkategorien unterteilt, die dem Punkt *Casterbandstrukturierung* entsprechen (vgl. Unterabschnitt 3.2.1):

1. Versuche auf einem glatten Substrat
2. Versuche auf einem genoppten Substrat

Für die zwei untersuchten Legierungsgruppen *HSD-Stahl* und *C-Stahl* werden Parameteruntersuchungen mit den Einstellungen aus Tab. 3.5 durchgeführt.

Insgesamt wurden 92 Schmelzen auf dem verwendeten Aufbau abgegossen (V44-V136), von denen bei 89 Versuchen eine Auswertung erfolgreich durchgeführt werden konnte.¹⁰ Nach einer Bewertung der Übereinstimmung zwischen den Kurven der experimentellen Daten und den berechneten Temperaturverläufen (siehe Unterabschnitt 3.5.2) werden 78 Versuche als *gültig* klassifiziert.

Für eine statistische Auswertung werden für jede Parametereinstellung Wiederholungsversuche durchgeführt. Die Anzahl der berücksichtigten Wiederholungen variiert je nach Anzahl ungültiger Wiederholungsversuche. Tab. 3.5 gibt einen Überblick der experimentellen Arbeit mit der Anzahl an gültigen Heißversuchen. Im Anhang sind ab S. 147 eine Zuordnung der Versuche zu den Parametereinstellungen (Tab. 8.1) sowie nach Versuchsnummern geordnete Zusammenstellungen der wichtigsten Kennwerte (Tab. 8.3 bis 8.6) gegeben. In letzteren Tabellen findet sich ebenfalls die Bewertung der Fitqualität für jeden Versuch.

¹⁰ Die Versuche 1-43 dienten der Entwicklung des Versuchsaufbaus.

Tab. 3.5: Durchgeführte Schmelzversuche: Klassifikation, Parametereinstellungen sowie Anzahl der gültigen Versuche (Spalte: Anz. V.)

Legierungsgr.	Hauptkategorie	Parameter	Einstellung	Anz. V.
C-Stahl <i>insgesamt</i>				38
HSD-Stahl <i>insgesamt</i>				40
C-Stahl	Glattes Substrat	Zusammensetzung (Kohlenstoffgehalt)	0 Gew.-% C	3
			0.05 Gew.-% C	2
			0.1 Gew.-% C	7
			0.15 Gew.-% C	4
			0.2 Gew.-% C	5
			0 Gew.-% C	6
HSD-Stahl	Genopptes Substrat	Zusammensetzung (Kohlenstoffgehalt)	0.1 Gew.-% C	5
			0.2 Gew.-% C	6
			Ar (HSD _{Standard})	3
			Ar (HSD _{Standard})	6
			He	5
			Ar-H ₂	5
HSD-Stahl	Genopptes Substrat	Gießdicke	Großvakuum	3
			30 mm	5
			Nat. Ablagerungen	5
			Al ₂ O ₃	4
			Graphit	4

3.5 Auswertung

3.5.1 Koordinatendefinitionen

Für die Auswertung ist eine Festlegung eines Koordinatensystems zur Bestimmung der Abstände und Richtungen sowohl hinsichtlich der Probengeometrie wie auch des Wärmestromes notwendig. Im Folgenden soll das in Abb. 3.32 gezeigte kartesische System Anwendung finden. Der Ordinatenursprung befindet sich auf halber Probenbreite.

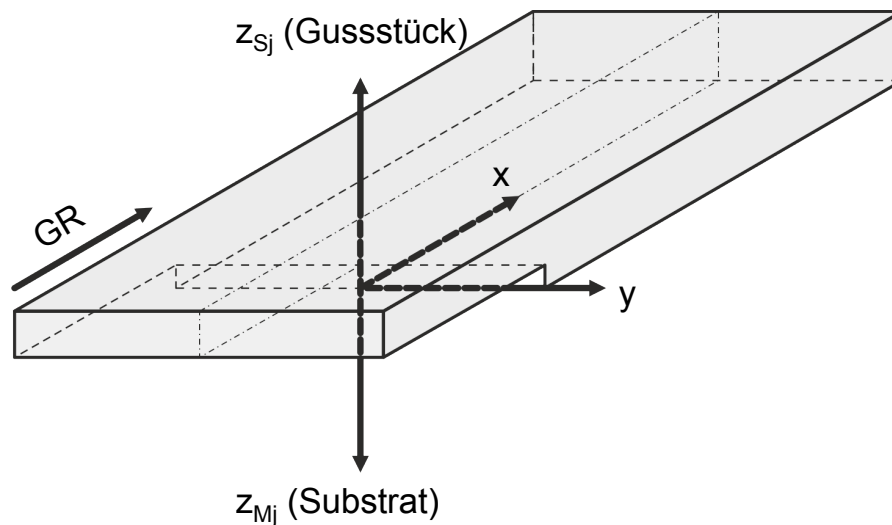


Abb. 3.32: Lage des kartesischen Koordinatensystems an der Gussprobe bzw. dem Substrat

Da die im Aufgabebereich zur Reduzierung eines frühzeitigen Wärmeverlusts platzierte Substratabdeckung im Vergleich zur restlichen Substratfläche signifikant abweichende Abkühl- und somit Erstarrungsbedingungen hervorruft, wird der Abzissenursprung in Gießrichtung an das hintere Ende des im Gussstück sichtbaren Abdrucks der Aluminiumsilikatfasermatte gelegt (vgl. Unterabschnitt 3.5.4, Abb. 3.37: x_0). Die z-Achse verläuft ausgehend von der Grenzfläche für das Gussstück und das Substrat in gegensätzlichen Richtungen.

3.5.2 Wärmestromdichten durch das Kupfersubstrat

Aus dem im Kupfersubstrat gemessenen Temperaturprofil lässt sich die zeitliche Entwicklung der Wärmestromdichte $q(x,y,z,t)$ mithilfe eines am Institut für Metallurgie der TU Clausthal entwickelten Auswertungsverfahrens berechnen. Zunächst wird die Temperaturverteilung im Substrat und dessen zeitliche Änderung ermittelt. Für die hier angenommene, eindimensionale

Wärmeleitung geschieht dies über die Lösung des *Zweiten Fourier'schen Gesetzes* in der Form:

$$\rho c_{p(T)} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_{(T)} \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (3.6)$$

Die Anfangs- und Randbedingungen sind wie folgt definiert:

$$T_{(z,t=0)} = Y_{(Z_{M4},t=0)} + \frac{Z_{M4} - z}{Z_{M4} - Z_{M1}} (Y_{(Z_{M1},t=0)} - Y_{(Z_{M4},t=0)}) \quad (3.7)$$

$$T_{(z=Z_{M1},t)} = Y_{(Z_{M1},t)} \quad (3.8)$$

$$T_{(z=Z_{M4},t)} = Y_{(Z_{M4},t)} \quad (3.9)$$

Für die Materialdaten werden folgende Temperaturabhängigkeiten für näherungsweise reines Kupfer nach Nayak und Sundarraaj [148] angesetzt:

$$\lambda_{(T)} = 416.51 \frac{W}{mK} - 0.05874 T_{(z,t)} \frac{W}{mK^2} \quad (3.10)$$

$$c_{p(T)} = 351 \frac{J}{kgK} + 0.11069 T_{(z,t)} \frac{J}{kgK^2} \quad (3.11)$$

Während sich die Werte von λ und c_p durch den hindurchtretenden Wärmestrom deutlich ändern, variiert die Dichte ρ für das Kupfersubstrat im beobachteten Temperaturbereich nur geringfügig und soll daher als konstant angenommen werden.

Die Lösung von Gl. 3.6 erfolgt mithilfe der Temperaturdifferenz zwischen dem obersten und untersten Substratelement ($Y_{(z=Z_{M1},t)}$ und $Y_{(z=Z_{M4},t)}$ als Randbedingungen) und des konstanten Abstands zwischen beiden Messstellen ($Z_{M4} - Z_{M1}$). Für die Berechnung weiterer Punkte wird ein eindimensionales Gitter mit 40 Stützstellen zwischen $M1$ und $M4$ gelegt. Eine Verbesserung der Berechnungsgenauigkeit geschieht über eine zeitliche Glättung der Messdaten nach folgendem Ablaufschema:

1. Bei Datenaufzeichnung werden die Messdaten einer Filterung durch einen softwareseitigen 40 - 1450 Hz Bandblockfilter (siehe Unterabschnitt 3.2.3) unterzogen.
2. Als Teil der numerischen Auswertung wird eine Berechnung von zeitlichen Interpolationskontrollpunkten mithilfe einer linearen Datenreduzierung (Faktor: 25; bei einer 10 KHz-Abtastrate also $\Delta t = 2.5$ ms) durchgeführt.
3. Anschließend findet eine Interpolation der Temperaturmessdaten über eine Splinefunktion (3. Grades) durch die in Schritt 2. berechneten Kontrollpunkte statt.

Mit der Berechnung von $T_{(z,t)}$ aus Gl. 3.6 wird eine Voraussage über die zeitlichen Temperaturverläufe an den Stellen Z_{M2} und Z_{M3} ermöglicht. Die Ergebnisse (*numerischen Temperaturverläufe*; im Diagramm: *Num*) werden mit den *gemessenen Experimentaldaten* (im Diagramm: *Exp*) abgeglichen. Durch die Datenkonditionierung sowie experimentellen Störeinflüsse kann bei diesem Vergleich eine Abweichung zwischen numerischen und experimentellen Daten an den beiden mittleren Thermoelementpositionen auftreten. Um die Gültigkeit der Versuche beurteilen zu können, wurden die Versuche daher in drei Kategorien eingeteilt:

Kat. A *Sehr gute Übereinstimmung*: geringe Abweichung beider Datensätze (Geringe Abweichungen: $\Delta T < 3 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

Kat. B *Gute Übereinstimmung*: mittelstarke Abweichung zwischen beiden Datensätzen nur abschnittsweise vorhanden; ähnlicher Temperaturverlauf über den Großteil des Auswertungszeitraumes klar erkennbar (Mittelstarke Abweichungen: $3 \text{ }^{\circ}\text{C} \leq \Delta T \leq 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

Kat. C *Schlechte bzw. keine Übereinstimmung*: starke Abweichung zwischen beiden Datensätzen ohne längere Abschnitte mit akzeptabler Kurvendekung (Starke Abweichungen: $\Delta T > 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

Abb. 3.33 gibt Beispiele für die drei Kategorien, von denen nur Versuche der *Kat. A* und *B* für die weitere Auswertung verwendet werden. Die Anzahl dieser gültig bezeichneten Versuche

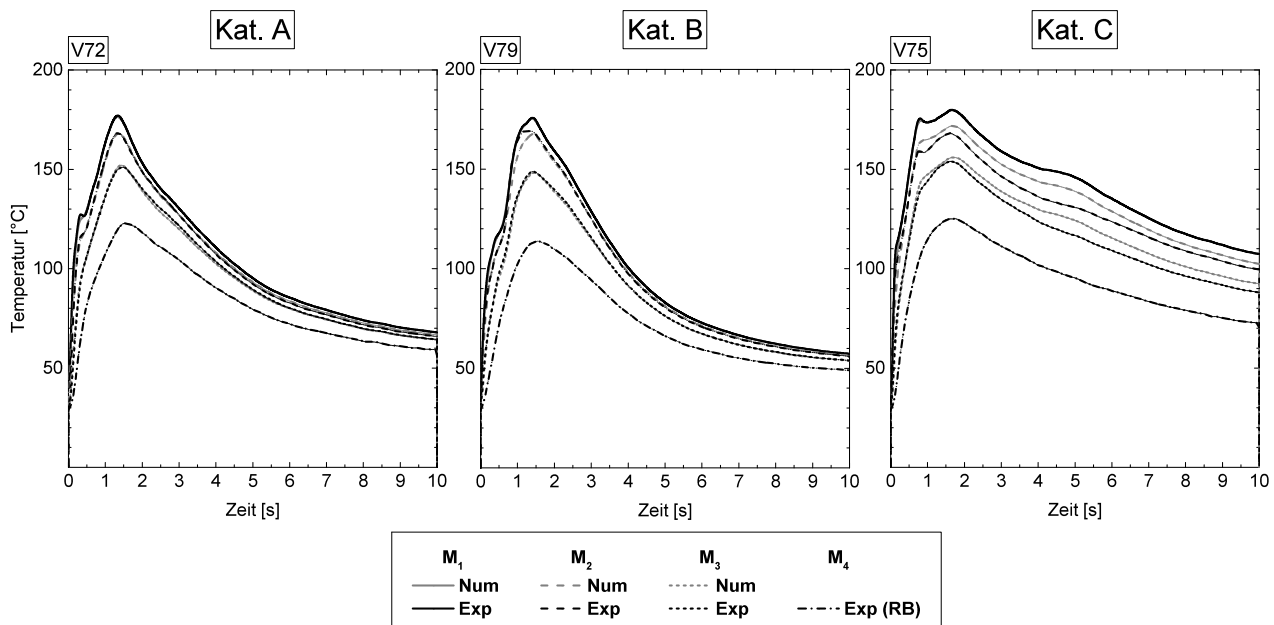


Abb. 3.33: Beispiele der Kategorien A, B und C für die Beurteilung der numerischen Ergebnisse

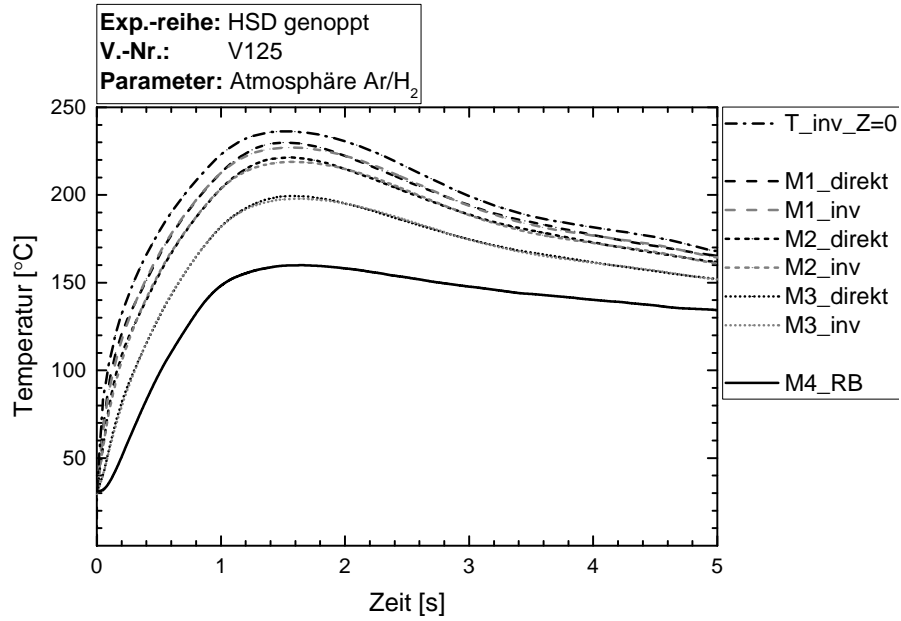


Abb. 3.34: Vergleich einer direkten und inversen Berechnung der Wärmestromdichte für Messdaten des Versuchs *V125*

sind für jede Experimentalreihe in der letzten Spalte von Tab. 3.5 vermerkt.

Mit der funktionalen Beschreibung von $T_{(z,t)}$ kann im Folgenden die Wärmestromdichte ermittelt werden. Für die Position $z = Z_{M1}$ ergibt sich $q_{(t)}$ nach dem *Ersten Fourier'schen Gesetz* im eindimensionalen Fall zu:

$$q_{(Z_{M1},t)} = \left(-\lambda_{(T)} \frac{dT_{(t)}}{dz} \right)_{(z=Z_{M1})} \quad (3.12)$$

Die Einzelergebnisse der Temperatur und q -Verläufe sind für alle Versuche im Abschnitt 8.2 des Anhangs ab S. 155 zu finden.

Die Berechnung ergibt eine zeitliche Entwicklung der Wärmestromdichte im Querschnitt der Substratplatte. Wie in Unterabschnitt 2.3.4 (S. 20) geschildert, bedarf es für die Berechnung der Wärmestromdichten in der Grenzfläche einer Temperaturmessung in unmittelbarer Nähe der Kokillenoberseite sowie einer inversen Berechnung der zeitlichen Veränderung von $q_{(t)}$. Eine derartige Berechnung wurde exemplarisch mit den Messwerten für den Versuch *V125* (*Kat. A*) durchgeführt. Als gemeinsame Randbedingung beider Verfahren dienen die Messwerte des untersten (wasserseitigen) Thermoelementes ($M4_RB$). Eine Gegenüberstellung beider Auswertungsmethoden ist in Abb. 3.34 dargestellt. Anders als für die direkte Berechnung (M_direkt)

geben die Ergebnisse des inversen Modells (M_{inv}) auch die Temperatur der Substratoberfläche ($T_{inv_Z=0}$) wieder.

Die Abweichungen zwischen den beiden Berechnungsverfahren sind gering. Anders als das iterative Verfahren des inversen Modells besitzt die oben beschriebene, direkte Rechenvorschrift den Vorteil einer höheren Stabilität gegenüber Unregelmäßigkeiten im Messdatenverlauf. Angesichts der in manchen Versuchen aufgetretenen Temperaturfluktuationen (z.B. durch Kontaktverlust der Messperlen zum Kupfer) sowie der geringen Abweichung beider Auswertverfahren wird daher die direkte Berechnung der Wärmestromdichten in dieser Arbeit verwendet.

Für die Auswertung werden neben der Wärmestromdichte an Position des obersten Thermoelements ($z = Z_{M1}$) weitere Vergleichsgrößen definiert. So soll z.B. ein über die Zeit aufintegriertes q als *flächenspezifische Energie* Ψ Informationen über die im Auswertungszeitraum durch einen Substratabschnitt transportierte Wärmemenge geben. Für die Bewertung der Parameter wird eine statistische Zusammenfassung der Einzelergebnisse der Wiederholungsversuche vorgenommen. Als Vergleichsgrößen dieser Zusammenfassung dienen im Folgenden:

- Median der Wärmestromdichte: \bar{q}
- Standardabweichung von q : $\sigma_q = \sqrt{\sum_{i=0}^n \frac{(q_i - \bar{q})^2}{(n-1)}}$
- Spannweite der Wärmestromdichte: $s_{q,Param.} = q_{Max,Param.} - q_{Min,Param.}$

Informationen zur Gleichmäßigkeit der Wärmestromdichten gibt die statistische Größe der *Spannweite*. Diese ist als obere und untere Hüllkurve der q -Daten aller betrachteten Versuche ausgeführt (vgl. Abb. 2.11, S. 25) und wird in den Diagrammen als *Min.* bzw. *Max.* dargestellt. Zur Verbesserung der Übersichtlichkeit sind die gezeigten Hüllkurven geglättet.

3.5.3 Konditionierung der gussstückseitigen Elemente

Die vorgesehene Berechnung der Wärmestromdichten im Gussstück basiert auf einem inversen Model, das bereits in früheren Untersuchungen zur Auswertung von Tauchelementmessdaten verwendet wurde (siehe [45]). Bei der Anwendung werden folgende Voraussetzungen an die Eingabedaten gestellt:

1. Der Zeitschritt muss so gewählt werden, dass die Lösung konvergieren kann.
2. Kenntnis über die Temperatur T_W der gekühlten Gussstückseite ist erforderlich.

3. Die temperaturabhängigen Materialdaten müssen im ausgewerteten Temperaturintervall als Eingabedaten vorliegen.
4. Für eine Optimierung des gussstückseitigen Wärmeübergangskoeffizienten h_M muss die Lage der Tauchelemente Z_i zu jedem Zeitabschnitt bekannt sein.

Bei dem Einsatz der quarzglasumhüllten Thermoelemente treten bei Kontakt mit Schmelze temperaturbedingte Stabilitätsprobleme auf. Abb. 3.35 zeigt die Lage der eingegossenen Quarzglaskapillaren im Randbereich der Probe (größere sichtbare Kanaldurchmesser durch die zur mech. Stabilisierung verwendeten Doppelkapillaren) und im Bereich der Gussstückmitte (kleinere Kanäle durch eine einzelne, dünne Quarzglaskapillare am Messpunkt). Im rechten Bild ist gegenüber den vor dem Versuch gemessenen, gleichmäßig verteilten Messstellenpositionen sowohl eine horizontale wie vertikale Verschiebung zu erkennen, während der im Randbereich aufgenommene Längsschnitt nur minimale Abweichungen von der ursprünglichen Lage zeigt. Wann die Abweichungen aufgetreten sind und inwieweit sie zusätzlich durch Bewegungen der Strangschale beeinflusst wurden, konnte nicht ermittelt werden.

Zusätzlich zu den in Unterabschnitt 3.3.2 beschriebenen Schwierigkeiten der Messdatenkorrektur bei Verwendung höherlegierter Schmelzen verhindert diese Verschiebung der Messpositionen eine ausreichend genaue Berechnung der gussstückseitigen Wärmestromdichten. Die ursprünglich geplante Korrelation der gussstückseitigen Wärmestromdichten mit den Ergebnissen der Substratmessung wurde daher nicht realisiert. Die gemessenen Temperaturverläufe im Gussstück werden daher lediglich zur Bestimmung eines durchschnittlichen Temperaturverlusts zwischen Schmelzentemperatur vor Abguss und am Messpunkt verwendet (vgl. Abschnitt 3.4). Die Messwerte der Einzelversuche sind im Anhang in Abschnitt 8.2 (ab S. 185) zu finden.

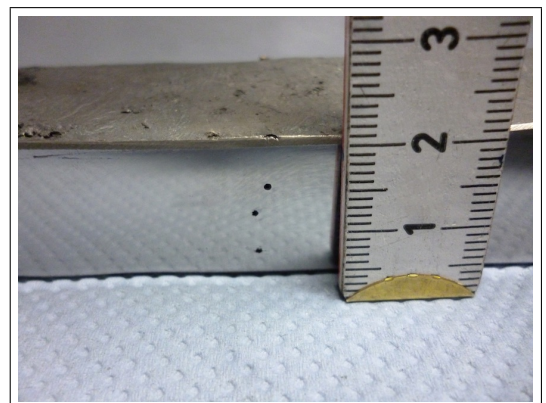
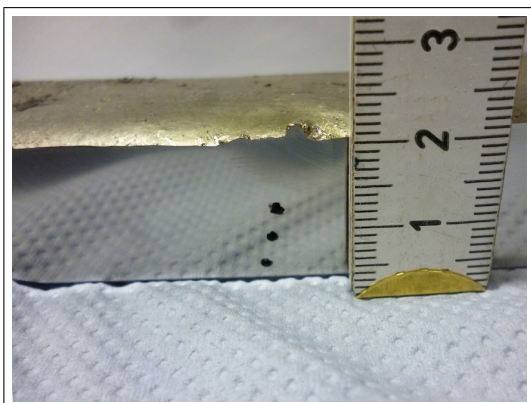


Abb. 3.35: Probenlängsschnitt mit eingegossenen Quarzglaskapillaren der gussstückseitigen Temperaturmessung (*links*: Probenrand, *rechts*: Probenmitte)

3.5.4 Bestimmung der Probengeometrie

Die während der Schmelzversuche durchgeführten Messungen sollen einen Zusammenhang zwischen den Abkühlbedingungen und der Geometrie der Gussproben belegen, um unter optimalen Parametereinstellungen eine Vergleichmäßigung des Probenlängsschnitts zu erreichen. Dafür ist es notwendig, die Proben räumlich zu vermessen und die dadurch erhaltenen Gussstückprofile den Wärmestromdichten gegenüberzustellen. Für diesen Zweck wurde eine Apparatur gefertigt, in welcher die Ober- und Unterseite eines Gussstückes mithilfe zweier Laser (Typ: *OPTImess 40 CHPV OMS8039-4501* der Fa. *Dr. D. Wehrhahn*) abgerastert wird. Die Schrittweite beträgt in x- und y-Richtung 0.5 mm. Die Genauigkeit der Einzelmessungen liegt aufgrund von Vibrationen durch Verfahren des Schlittens bei lediglich 0.2 mm. Der Aufbau ist in Abb. 3.36 dargestellt.

Nach Kalibration der Laser mit dem nach Einbau vorhandenen Abstand zwischen den beiden Sensoren (*Nullabgleich*) kann die Probendicke mithilfe der zwei Messsignale und einem Kalibrierungsoffset C_{Kal} ermittelt werden:

$$D_{(x,y)} = D_{oben(x,y)} + D_{unten(x,y)} - C_{Kal} \quad (3.13)$$

Es finden zwei Messungen an jedem Rasterpunkt statt. Das Ergebnis wird als Mittelwert aus den beiden Messungen ausgegeben. Um Verfälschungen durch Randeffekte der Schmelze bei Kontakt mit den seitlichen Feuerleichtsteinen des Oberbaus auszuschließen, wird für die Beurteilung

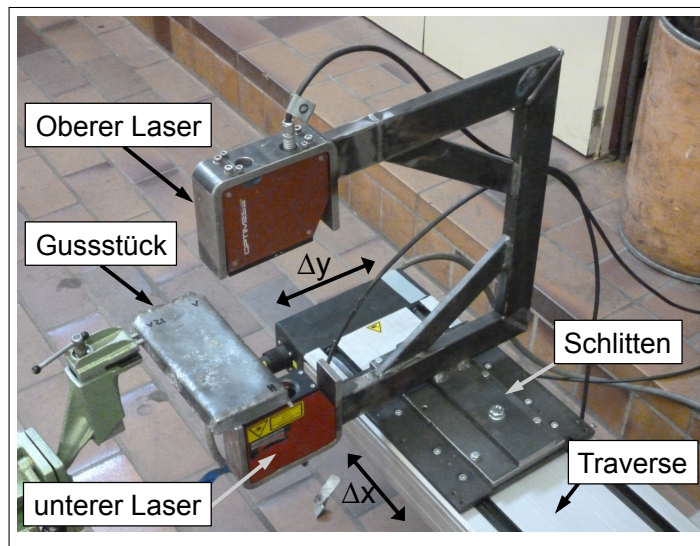


Abb. 3.36: Lasermessung zur Bestimmung der Probenlängsschnitte

des Probengeoemetrie eine Messstrecke in Gießrichtung betrachtet. Für die Messung wird die Probenmitte gewählt, Abb. 3.37.

Um eine statistisch fundierte Aussage über den Effekt eines Parameters auf den Querschnitt treffen zu können, werden die Messdaten aller Dickenmessungen einer Versuchsreihe in einem Medianwert zusammengefasst. Für eine bessere Vergleichbarkeit der Längsschnittsentwicklung werden die durch Schmelzmenge und Substratlage hervorgerufenen Unterschiede der durchschnittlichen Gussstückdicken durch eine rechnerische Korrektur auf eine normierte Gussstückdicke von 18 mm beseitigt. Analog zu den Wärmestromdichten wird außerdem die Spannweite $s_{D,Param.}$ berechnet und in dem Diagrammen als *Min.* bzw. *Max.* dargestellt.

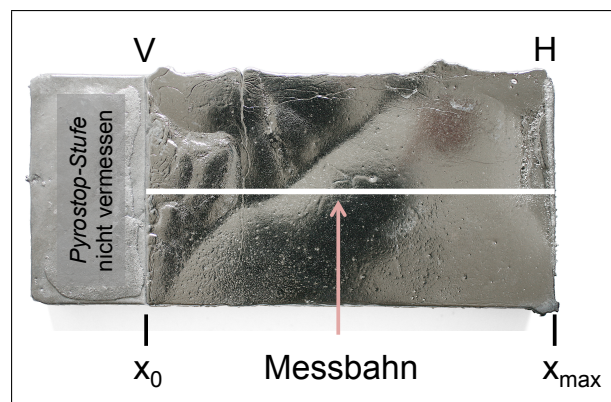


Abb. 3.37: Beispielhafte Messbahn (*weiß*) einer Lasermessung auf Probe (V: vorne, H: hinten)

Für eine Flächenvermessung zur Darstellung der topografischen Details der Gussstückunterseiten werden die Proben zudem mittels optischer 3D-Photomesstechnik vermessen. Die dazu verwendete Systemlösung *ATOS Triple Scan* der Firma *GOM mbH* ermöglicht eine berührungslose und flächendeckende Analyse der Probenunterseiten. An den drei maximalen Messwerten (also die drei am weitesten herausragenden Gussstückpunkte) wird eine ebene Fläche angefitet und die Differenz zwischen dieser Fläche (entspricht einer ideal glatten Substratfläche) und der Gussstückunterseite als Gasspalt nach Enderstarrung und Abkühlung definiert.

4 Ergebnisse der Versuche mit Kohlenstoffstählen

4.1 Gießversuche auf einem glatten Substrat

4.1.1 Kontakt zwischen Substrat und Gussstück

Erstarren niedriglegierte Kohlenstoffschmelzen auf einer glatten Kokillenfläche, bilden sich kaltseitig die in Unterabschnitt 2.4.5 beschriebenen Gestaltsabweichungen der Gussstückoberfläche. In den durchgeführten Gießversuchen konnten für die Kohlenstoffgehalte charakteristische Oberflächenmuster bei allen Schmelzen zwischen 0 Gew.-% C und 0.2 Gew.-% C festgestellt werden. Die Analysen der Schmelzen sind im Anhang in Tab. 8.3 und 8.4 ab S. 148 zu finden. Eine Auswahl von Aufnahmen von gereinigten Probenunterseiten¹ für eine Reineisengüte (V82, 0.04 Gew.-% C), eine peritektische Güte (V53, 0.10 Gew.-% C) und eine hyperperitektische Güte (V89, 0.20 Gew.-% C), ist in Abb. 4.1 dargestellt. Zur Ermittlung des Einflusses der Pyrostopmatte ist bei der Probe V82 (linkes Teilbild der Abbildung) eine im Gegensatz zu allen anderen Versuchen kürze Substratabdeckung (14 mm statt der standardmäßigen Länge von 36 mm) zu sehen. In Abb. 4.3 sind die zu den Probenunterseiten korrespondierenden Substratflächen im ungereinigten Zustand nach Versuchsende dargestellt. Die auf manchen Bildern erkennbaren Schleifspuren im hinteren Substratbereich entstehen durch den Ausbau des aufgeschraubten Oberbaus und haben für die Auswertung keine Relevanz.

An den Substrataufnahmen in Abb. 4.3 fällt auf, dass die schwarzen Schattierungen der Substratablagerungen mit den Mustern der Gussstückunterseiten nur bei der peritektischen Probe flächendeckend übereinstimmen. Die in der Oberflächenvermessung (Abb. 4.2) als abgehobene Schalenabschnitte identifizierten Probenbereiche hinterlassen auf dem Substrat dunkel erscheinende Ablagerungen. Helle Stellen hingegen weisen auf Kontaktstellen oder eine substratnahe Probenoberfläche hin. Diese Ergebnisse decken sich mit den von Choo et al. [24] beschriebenen

¹ Bei allen Proben findet eine händische Reinigung mit Ethanol und Papiertuch statt.

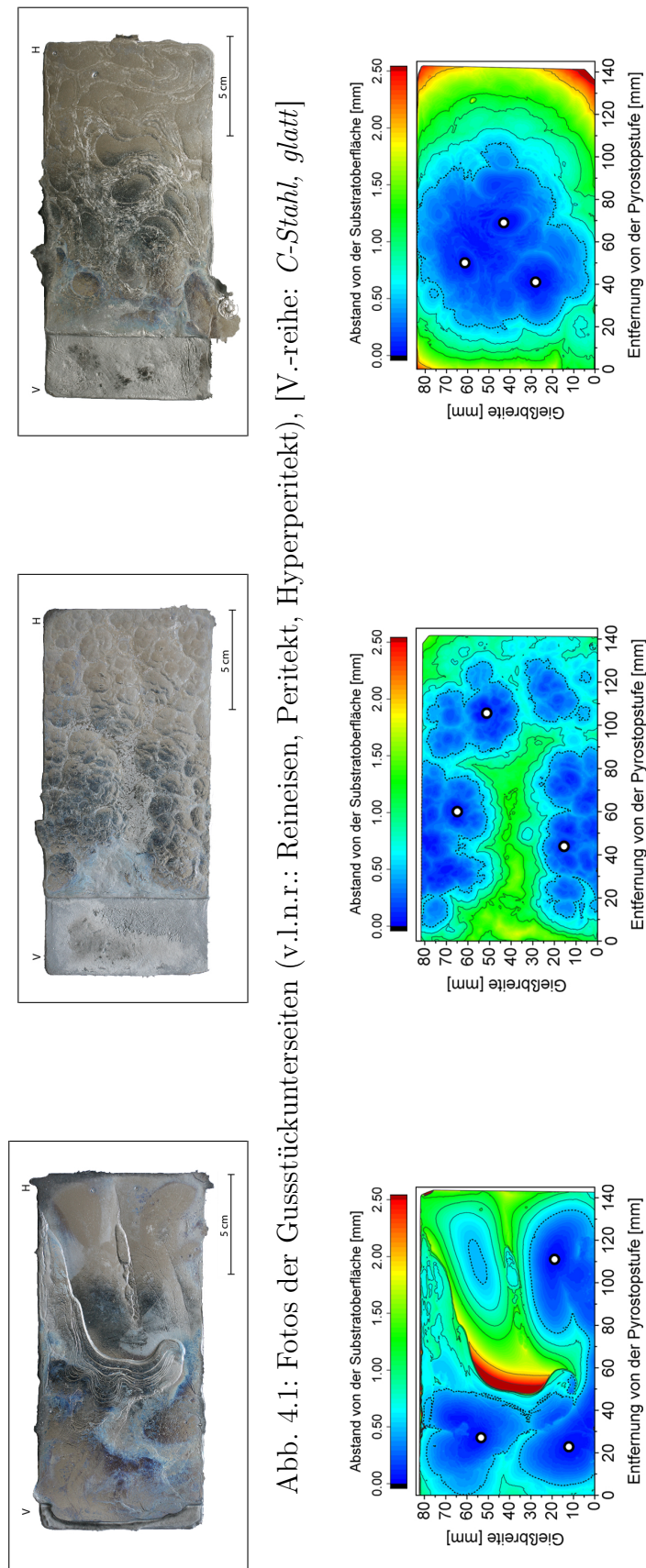


Abb. 4.2: Abstand der Gussstückunterseite von der Substratoberfläche (Ansicht *Probenoberfläche*; v.l.n.r.: Reineisen, Peritekt, Hyperperitekt), *weiße Punkte* markieren die Kontaktstellen, [V.-reihe: C-Stahl, glatt]

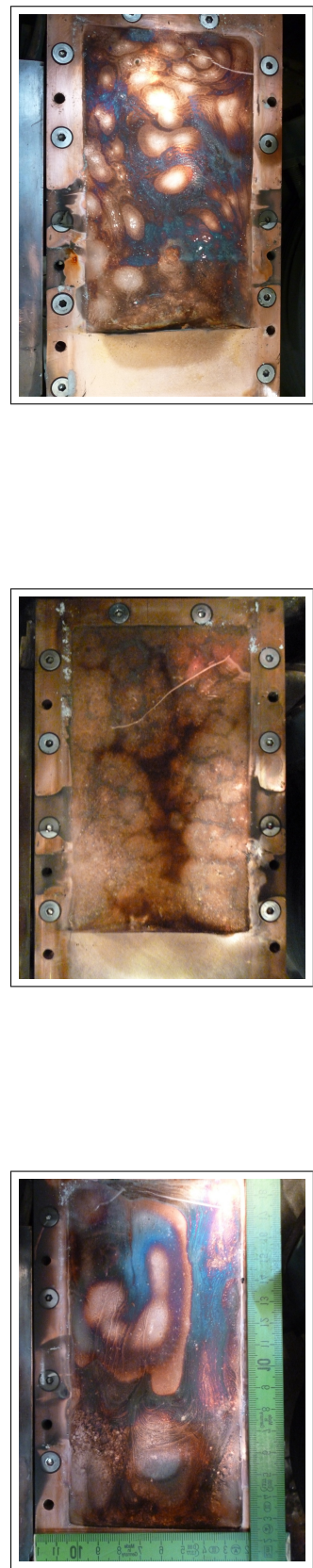


Abb. 4.3: Fotos der ungereinigten Substratoberflächen nach dem Versuch (v.l.n.r.: Reineisen, Peritekt, Hyperperitekt) [V.-reihe: C-Stahl, glatt]

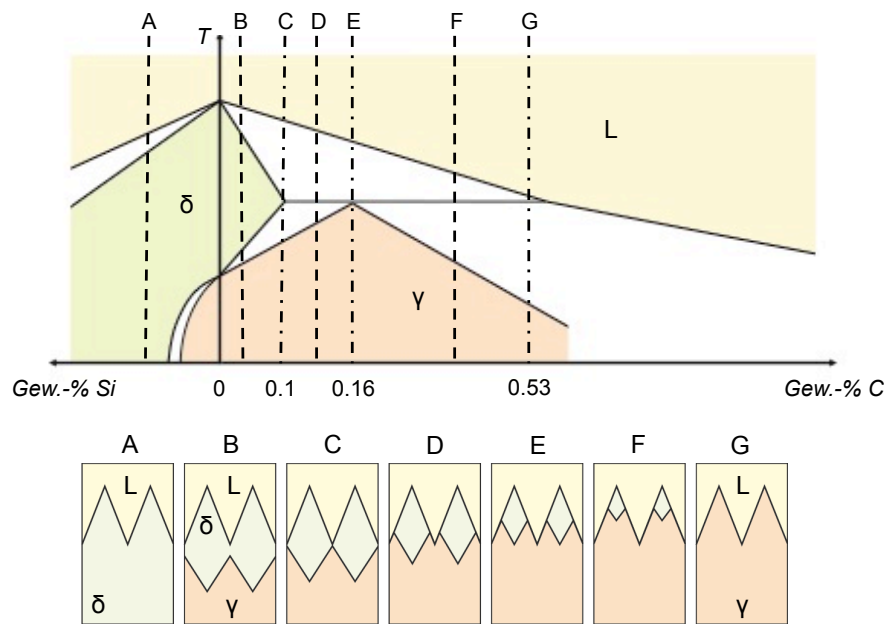


Abb. 4.4: Erstarrungstypen (A-G) des Fe-C-X Legierungssystems (*oben*) mit schematischer Phasenentstehung (*unten*), nach Spitzer [95]

Beobachtungen. Bei den Aufnahmen der über- und unterperitektischen Proben hingegen sind lediglich die Auflagepunkte (siehe Flächenvergleich Abb. 4.2) als helle Stellen zu identifizieren. Weitere Ablagerungsmuster lassen sich nicht eindeutig mit den Messungen des Schalenabstandes von der Substratpoberfläche (Abb. 4.2) oder den optischen Eindrücken (Abb. 4.1) korrelieren. Grund hierfür könnte die zeitlich verzögerte Entstehung unterschiedlicher Strangschalendeformationen sein. Verglichen mit den Ergebnissen in Abb. 4.2 (*rechts*) legen die hellen Stellen in der rechten Substrathälfte des hyperperitektischen Versuches die Vermutung nahe, dass die Ablagerungen in frühen Stadien der Erstarrung, d.h. noch vor einem großflächigen Abheben der Strangschale nach längerer Abkühlung entstehen.

Wie in Abb. 4.1 ebenfalls zu erkennen ist hängt die Form und Verteilung der Strangschalendeformationen von der Legierungszusammensetzung ab. Die reineisenähnlichen Schmelzen zeigen im Gegensatz zu den mit Kohlenstoff legierten Schmelzen großflächige Verwerfungen mit gelegentlichen Durchbrüchen (*Blutern*) sowie ausgeprägten Unterlaufungen, ausgehend vom Randbereich. Die Bluter variieren in ihrer Größe und befinden sich bei allen Proben in einem abgehobenen Teilbereich zweier angrenzender Aufwölbungen. Spitzer [95] bringt die Verwerfungen der Strangschale mit den Spannungszuständen während der Erstarrung in Verbindung (vgl. auch Abb. 3.7, S. 60). Abb. 4.4 zeigt schematisch die dabei definierten Erstarrungstypen des Systems Fe-C-X anhand eines Ausschnittes des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms sowie

für einen weiteren Legierungszusatz. Die für das Fe-C System beschriebenen Vorgänge gelten prinzipiell auch für komplexere Legierungssysteme, wobei die Legierungselemente kombiniert wirken können [95]. Unterhalb des Diagramms sind die für die Erstarrungstypen ablaufenden Phasenbildungen vereinfacht dargestellt.

Anhand der Einteilung lässt sich das Umwandlungsverhalten der Gussstücke je nach Kohlenstoffgehalt nachvollziehen. Die reineisenähnlichen Proben verhalten sich während der Erstarrung und Umwandlung gemäß dem unterperitektischen *Typ B*. Die Phasenumwandlung δ - γ findet erst bei fortschreitender Erstarrung, räumlich getrennt von den Bereichen mit Restschmelze statt. Es kommt daher bei größerem Schalendicken zu Spannungen, die sich bei rascher Abkühlung in langwelligen Verwerfungen äußern [95].

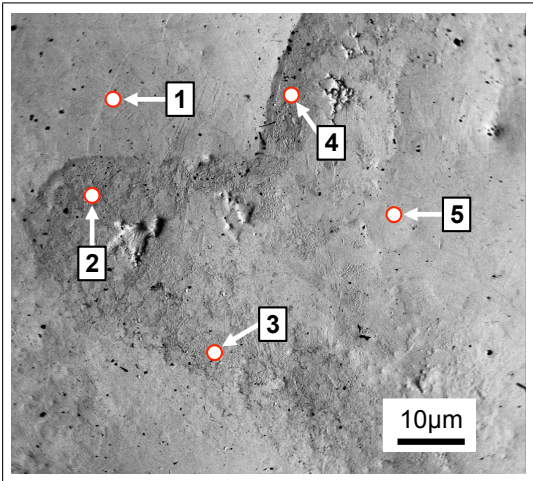


Abb. 4.5: REM-Aufnahme der Probenunterseite V51 (Insel: 1; Kanalarm: 2, 3, 4, 5)

Elem.	Massenanteil an Messstelle [Gew.-%]				
	1	2	3	4	5
Fe	100.00	91.09	93.54	93.85	93.35
Al	0.00	8.23	6.32	5.90	6.48
Si	0.00	0.23	0.14	0.25	0.16
O	0.00	0.45	0.00	0.00	0.00

Tab. 4.1: Chem. Zusammensetzung der Gussstückunterseite V51 an den in Abb. 4.5 markierten Messstellen

Mit steigendem Kohlenstoffgehalt überlagern feinere Strukturen die langwelligen Gestaltsabweichungen auf der Gussstückunterseite. Im Legierungsbereich um 0.1 Gew.-% C bildet sich das für peritektische Güten typische Muster. Bei dem hier vorliegenden Erstarrungstyp *C* setzt die δ - γ Umwandlung früher ein. Die räumliche und zeitliche Entwicklung der δ - γ Umwandlung bewirkt ein frühes Verwerfen der Strangschale aufgrund der Dichteunterschiede der zwei vorliegenden Phasen. Da die Strangschale noch dünn ist können die gebildeten Spannungen sofort durch feinere Auswölbungen abgebaut werden. Zwischen den Erhebungen (*Inseln*) mit kurzwelligen Auswölbungen sind nahe der Probenmitte Netzwerke (*Kanäle*) aus Material mit einer raueren, teilweise matten Oberfläche zu sehen. Die Durchmesser der Kanalarne werden mit steigendem Kohlengehalt bis 0.15 Gew.-% C kleiner während ihre Ausbreitung zunimmt. Abb. 4.5 zeigt ei-

ne vergrößerte Aufnahme einer Probe mit 0.15 Gew.-% C im Bereich der Kanäle. Eine Analyse der Aluminium-, Mangan- und Siliziumgehalte mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) ergab bei der Gussprobe V51² die in Tab. 4.1 dargestellten Gehalte³. In Abb. 4.5 zeigt Messpunkt 1 als Inselmaterial eine vollständig aus Eisen bestehende Zusammensetzung. Das Kanalmaterial (Messpunkte 2 bis 5) hingegen weist an allen Messstellen stark erhöhte Aluminiumgehalte, sowie schwache Konzentrationen an Silizium auf. Als Grund für diese Unterschiede ist der Einfluss des Erstarrungszeitpunktes denkbar. Bei dem Kanalmaterial handelt es sich möglicherweise um Schmelze, die nach Abheben der noch dünnen Strangschale durch dessen anschließendem Wiedererwärmen und Aufschmelzen aus substratferneren, aluminiumangereicherten Schichten erneut auf die Kupferplatte geflossen und erstarrt ist. Unterstützt wird diese Vermutung durch die Beobachtung, dass bei Reineisenproben (Erstarrungstyp *B*: Umwandlung erst bei größerer Schalendicke, daher langwellige Verwerfungen mit vereinzelt großen Blutern) keine Unterschiede in der Zusammensetzung von Kanal- und Inselmaterial abseits der Bluterregionen festgestellt werden konnte.

Die hyperperitektischen Gussstücke zeigen im Gegensatz zu den Proben mit peritektischen Kohlenstoffgehalten gröbere Strukturen mit einer Tendenz zu Blutern in den Zwischenbereichen. Im Flächenvergleich zeigen Proben dieser Kohlenstoffklasse häufiger Kontaktpunkte mit der Substratplatte nahe der Probenmitte. Äußere Bereiche heben sich dabei von der gekühlten Substratfläche ab, wie im rechten Diagramm von Abb. 4.2 zu sehen ist. Bei einigen Proben mit 0.2 Gew.-% C führt dies zu randnahen Unterlaufungen. Die Umwandlung verläuft nach dem Erstarrungstyp *F*, bei dem Restschmelze noch nach Abschluss der δ - γ Umwandlung vorliegt. Durch die Flüssigphase können Volumenkontraktionen ausgeglichen und die Spannungsbildung verringert werden.

4.1.2 Temperaturverteilung und Wärmestromdichten der Einzelversuche

Verschiedene versuchsspezifische Parameter (z.B. Kühlwasser-, Schmelzen- oder Gastemperatur, Gießgeschwindigkeit und Gießdicke) beeinflussen die Absolutwerte der Temperaturen im Substrat. Die Rohdaten der gemessenen Temperaturen können daher nur eingeschränkt Auskunft über die Erstarrungs- und Abkühlprozesse nach Schmelzenbeaufschlagung geben. Eine

² Die Zusammensetzung V51: 0.15 Gew.-% C, 0.017 Gew.-% Al, 0.014 Gew.-% Si, 0.058 Gew.-% Mn, 0.009 Gew.-% P, 0.002 Gew.-% S. Versuchsbedingungen: *glattes Substrat, C-Stahl*.

³ *Hinweis*: Bei der EDX-Analyse ergibt die Summe aller gemessenen Elemente 100 Gew.-%. Es wurden nur die im EDX-Spektrum in signifikanten Gehalten messbaren Elemente (Tab. 4.1) berücksichtigt.

für alle Versuche einheitliche Vergleichsgröße ist hingegen der zeitliche Verlauf der Wärmestromdichte q . Grundlage für die Berechnung sind die Temperaturdifferenzen zwischen den Messstellen im Substrat.

Um den Zusammenhang zwischen der Wärmestromdichte und den auf dem Substrat ablaufenden Erstarrungsprozessen herzustellen, zeigen die in Abb. 4.6 dargestellten q -Verläufe die Ergebnisse der in Unterabschnitt 4.1.1 exemplarisch ausgewählten Versuche. Insgesamt wurden 21 Versuche der Versuchsreihe *C-Stahl* auf dem glatten Substrat in die Auswertung aufgenommen. Die Ergebnisse der reineisenähnlichen Schmelzen ($C < 0.04$ Gew.-%) sind aufgrund der geringen Anzahl gültiger Versuche dabei nur bedingt aussagekräftig.

Im Vergleich mit den in Unterabschnitt 2.3.6 aufgeführten Charakteristika der Wärmestromdichte fällt auf, dass die q -Ergebnisse der drei Versuche von dem idealisierten Verlauf in Abb. 2.10 (S. 23) abweichen. Nach einem schnellen Anstieg zeigen die Kurven im Spitzenbereich unterschiedlich stark ausgeprägte Fluktuationen mit teilweise ausgeprägten Einbrüchen. Der sich den Maximalwerten anschließende Abfall der Messwerte erfolgt je nach vergossener Güte unterschiedlich stark und wird nach ca. fünf Sekunden von einem schwachen Wiederanstieg unterbrochen. Zeitpunkt und Größe dieses Buckels variieren je nach Versuch (V82: 7.1 s, V53: 5.5 s, V89: 6.8 s).

Die im Spitzenbereich auftretenden Schwankungen im Verlauf der Wärmestromdichte bedeuten eine unterschiedlich starke Intensität der Wärmetransports durch das Substrat. Unter der Voraussetzung einer konstanten Kühlung muss die Wärmeeinbringung an der Heißeite des Substrates Unregelmäßigkeiten aufweisen. Die Temperaturverläufe der drei Versuche in Abb. 4.7 zeigen, dass die q -Schwankungen des Maximalbereichs während der anfänglichen Erwärmung des Substrates stattfinden. Der Ausschnitt der Temperaturmessdaten des peritektischen Versuches in Abb. 4.8 macht die unregelmäßige Temperaturentwicklung im Substrat während der Anstiegsphase im Detail sichtbar. Die Schwankungen nehmen mit Abstand der Messposition von der Heißeite des Substrates ab. Im reineisenähnlichen Versuch (Abb. 4.7, *links*) resultiert der ausgeprägte Einbruch der Wärmestromdichte nach 0.6 s aus einem je nach Temperaturmessstelle unterschiedlich starken Absacken der Substrattemperaturen mit anschließender Wiedererwärmung. In Anbetracht der Topografie der zugehörigen Probenunterseite (Abb. 4.1 und 4.2, *links*) ist ein temporäres Abheben der Strangschale, gefolgt von einer erneuten Verbesserung des Kontaktes durch ein Wiederanlegen der Strangschale oder einen lokalen Durchbruch denkbar.

Der hyperperitektische Stahl (Abb. 4.7, *rechts*) zeigt gegenüber den zwei niedriger legierten Güten eine Wärmeeinbringung, die durch höhere Substrattemperaturen bei gleichzeitiger Aufrecht-

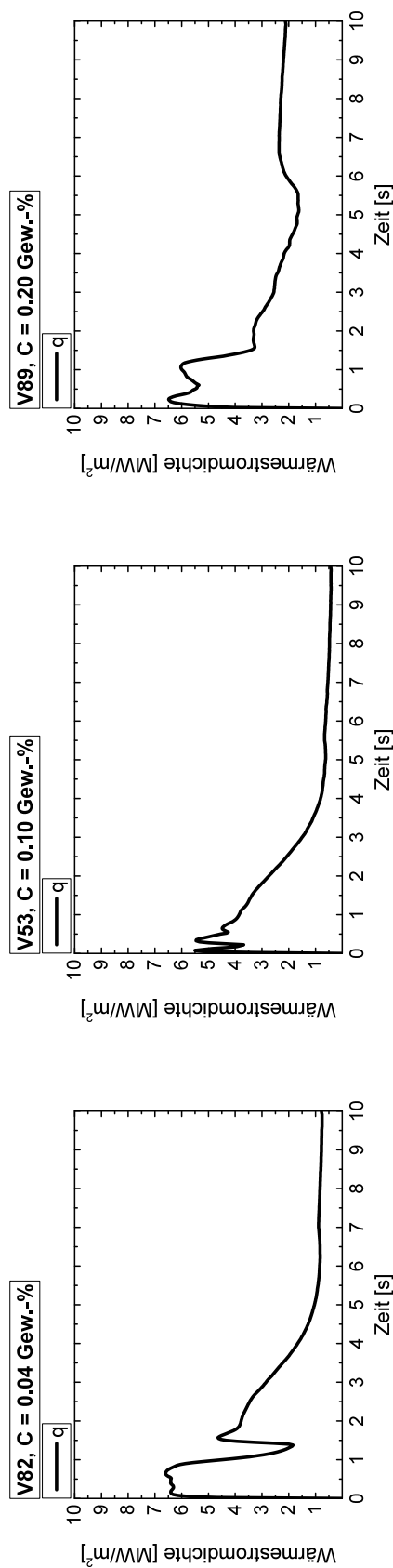


Abb. 4.6: Verläufe der Wärmestromdichten ausgewählter Einzelversuche [V.-reihe: C-Stahl, glatt]

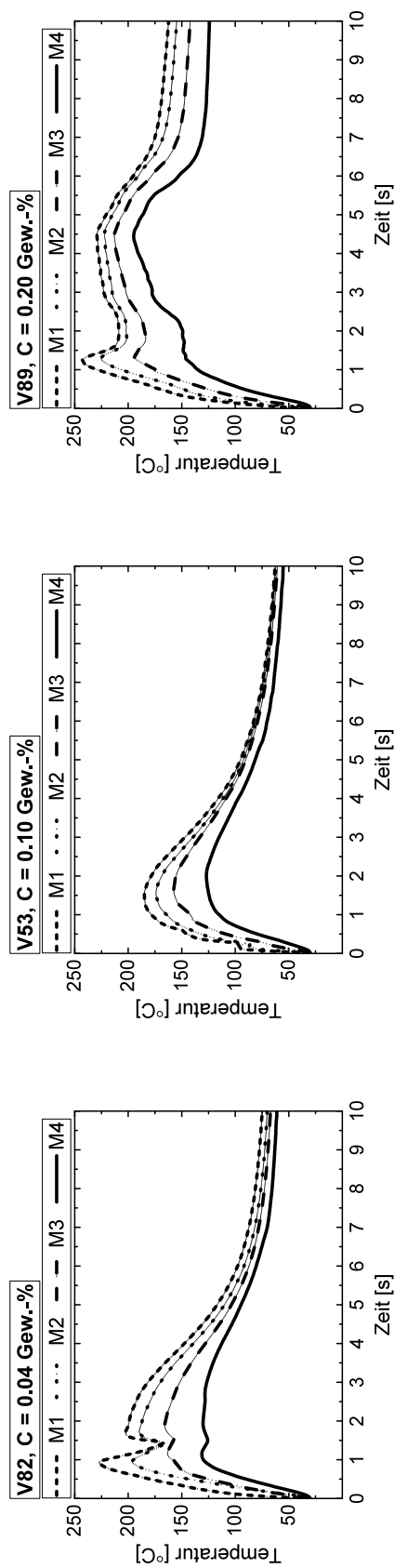


Abb. 4.7: Temperaturverläufe ausgewählter Einzelversuche [V.-reihe: C-Stahl, glatt]

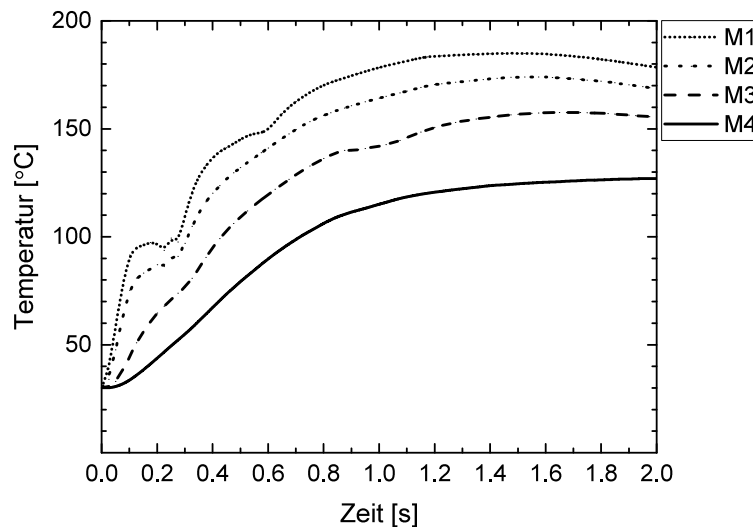


Abb. 4.8: Substrattemperaturen während der ersten zwei Sekunden nach Schmelzkontakt mit einer peritektischen Güte [V.-Nr.: 53, Substrat: *glatt*]

erhaltung der Temperaturdifferenzen gekennzeichnet ist. Die Messdaten der Thermoelemente nähern sich mit fortschreitender Abkühlzeit nicht im gleichen Maße an wie beim peritektischen Temperaturverlauf. Als Folge zeigt die Wärmestromdichte auch zu späteren Zeitpunkten erhöhte Werte.

4.1.3 Einfluss des *Kohlenstoffgehalts*

Die vorausgegangenen Befunde beziehen sich auf die drei Einzelversuche V53, V81 und V89. Auch wenn die ausgewählten Proben einige der für ihre Kohlenstoffklassen charakteristischen Merkmale wiedergeben, stellen sie Einzelergebnisse dar und lassen damit keine allgemeingültigen, auf die Wirkung des Kohlenstoffgehaltes bezogenen Aussagen zu.

Um den Effekt des Legierungselementes Kohlenstoff bei Erstarrung einer Schmelze auf einem glatten Substrat zu verdeutlichen, werden statistische Vergleichsgrößen ausgewertet. Abb. 4.10 (S. 109) zeigt den Wertebereich der gemessenen Wärmestromdichten (*Spannweite* aus $q_{min,t}$ und $q_{max,t}$) sowie den Verlauf der durchschnittlichen Wärmestromdichte \bar{q} .

Die Darstellung bestätigt die Erkenntnisse aus den Einzelergebnissen (Abb. 4.6). Insgesamt ist der Verlauf der mittleren Wärmestromdichte bei den Versuchsschmelzen mit niedrigen ($C < 0.04$ Gew.-%) und hohen ($0.18 \text{ Gew.-%} < C$) Kohlenstoffgehalten sprunghafter und zeigt über einen längeren Zeitraum Werte über 5 MW/m^2 . Der Einbruch im Spitzenbereich der Messwerte des Experimentes mit geringen Legierungszugaben (vgl. Abb. 4.6, *links*) ist im sta-

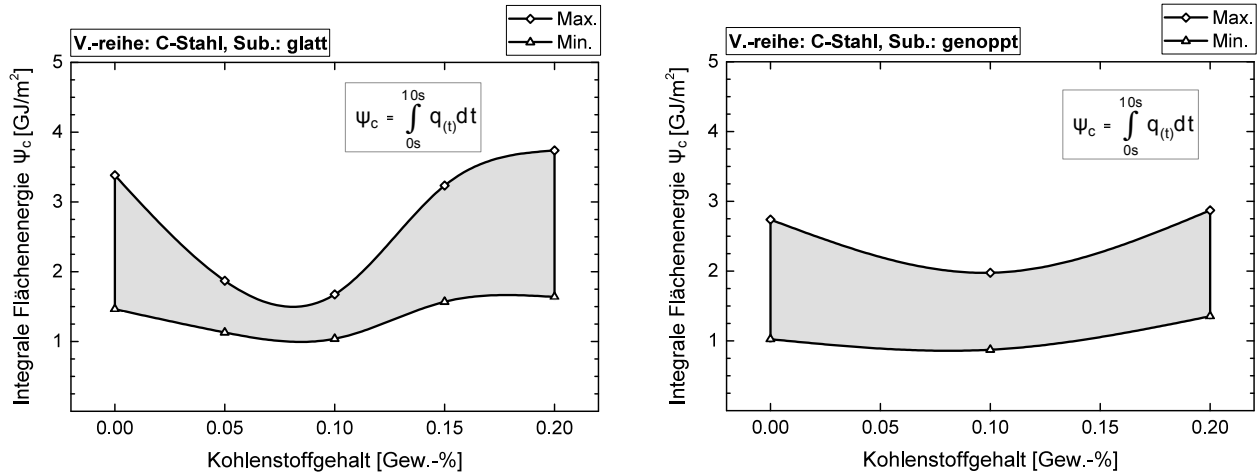


Abb. 4.9: Integrale Flächenenergie der Spannweite (*links*: glattes Substrat, *rechts*: genopptes Substrat) [V.-reihe: C-Stahl]

tistischen Mittel wiederzufinden. Zwei der drei als *gültig* klassifizierten Versuche zeigen im Bereich der maximal gemessenen Temperaturdaten eine temporäre Abschwächung der in das Substrat nachfließenden Wärme. Der höchste Wert einer berechneten Wärmestromdichte dieser Versuchsreihe beträgt 8.8 MW/m^2 und wurde nach dem Abguss einer hyperperitektischen Schmelze gemessen.

Im Gegensatz zur konstant großen Spannweite der hyperperitektischen Stähle selbst nach langen Abkühlzeiten zeigen die Versuche der zwei tieferen Kohlenstoffklassen mit abnehmenden Gehalten eine geringere Streuung der Wärmestromdichten in Zeitbereichen größer 5 s. In den frühen Zeitabschnitten hingegen ist die Reproduzierbarkeit bei reiseisenähnlichen Schmelzen geringer als bei den Versuchen mit peritektischen Schmelzen. Grund hierfür könnten intensivere Schalenbewegungen während früher Erstarrungsstadien sein, wie die Temperaturdaten des Einzelversuches im linken Diagramm von Abb. 4.7 andeuten.

Das linke Teilbild von Abb. 4.9 zeigt den Wertebereich der *integrale Flächenenergie* Ψ_C des glatten Substrates innerhalb der ersten zehn Sekunden nach Schmelzkontakt. Für die Berechnung wurden die zur Ermittlung der *Spannweite* verwendeten Minimal- und Maximalwerte von $q_{(t)}$ aller Versuche einer Kohlenstoffklasse im gewählten Zeitraum über die Zeit integriert und im Diagramm dargestellt.

Sowohl die mit $q_{max,t}$ als auch mit $q_{min,t}$ berechnete integrale Flächenenergie der verschiedenen Kohlenstoffklassen zeigt im Bereich der peritektischen Güten ein Minimum. Die Werte für die reiseisenähnlichen- und hyperperitektischen Schmelzen liegen hingegen höher. Während die

untere Kurve (Ψ_C aus $q_{min,t}$ -Werten der Kohlenstoffklassen) dabei nur geringfügig abnimmt, ist der Abfall von $\Psi_{max,C}$ stärker ausgeprägt. Die Folge ist eine Verringerung der im Diagramm als graue Fläche dargestellte Differenz zwischen $\Psi_{max,C}$ und $\Psi_{min,C}$. Die Ergebnisse decken sich qualitativ mit der Zusammenstellung der relativen durchschnittlichen Wärmestromdichten durch Schwerdtfeger [128] (Abb. 2.42, S. 51), basierend auf ersten Beobachtungen durch Singh und Blazek [121].

4.2 Gießversuche auf einem strukturierten Substrat

Um eine Vergleichmäßigung des Wärmeübergangs durch die Vermeidung unregelmäßiger Verwerfungen der Strangschale zu erreichen, wird auf der Substratoberfläche ein Muster aus runden, am Substratgrund 11 mm breiten und 0.4 mm hohen Noppen aufgebracht (siehe Abb. 3.15 auf S. 67). Die Ergebnisse der Untersuchungen zur Erstarrung von Kohlenstoffstählen auf dem genoppten Substrat sind in Abb. 4.11 gezeigt. Im Vergleich zu den Gießversuchen auf der glatten Version sind folgende Unterschiede festzustellen:

1. Die durchschnittliche Wärmestromdichte (*Median*) verläuft bei einer Erstarrung auf einem strukturierten Substrat unabhängig vom Kohlenstoffgehalt gleichmäßiger als bei einem glatten Substrat. In allen drei Kohlenstoffklassen fällt \bar{q} nach Erreichen des kurz nach Schmelzenkontakt aufgezeichneten Maximalwertes mit Ausnahme kleiner Schwankungen kontinuierlich ab. Die Form der Kurve ähnelt nach Überschreiten des Maximums dabei dem in Abb. 2.10 gezeigten, idealisierten Verlauf.
2. Die gemessenen Spitzenwerte verschieben sich bei den Reineisen- und hyperperitektischen Stählen in Zeitbereiche unmittelbar nach Schmelzenkontakt.
3. Die Spannweite der ermittelten Wärmestromdichten nimmt bei den Reineisen und hyperperitektischen Versuchsschmelzen ab.
4. Versuche im Kohlenstoffbereich um 0.2 Gew.-% C zeigen bei dem genoppten Substrat nach längerer Abkühlung eine Verkleinerung der Spannweite.

Die Berechnung der integralen Flächenenergie mittels der klassenspezifischen Werte für $q_{min,t}$ und $q_{max,t}$ (Abb. 4.9, *rechts*) zeigt gegenüber den Ergebnissen der Versuche auf dem glatten Substrat ebenfalls eine messbare Angleichung. Der Unterschied zwischen den niedrig- bzw.

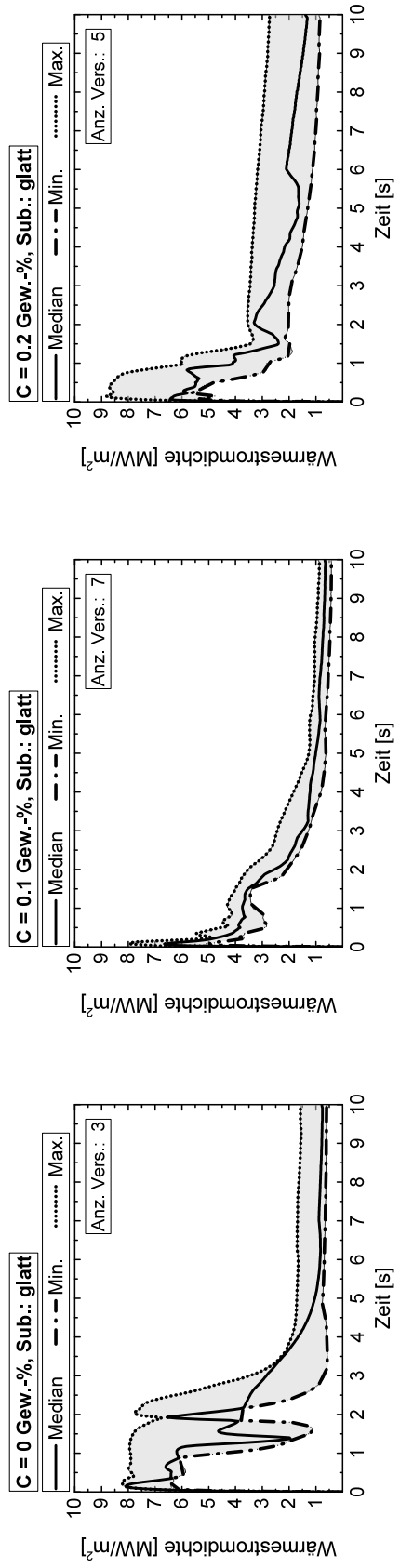


Abb. 4.10: Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf den Verlauf der Wärmestromdichten [V.-reihe: C-Stahl, glatt]

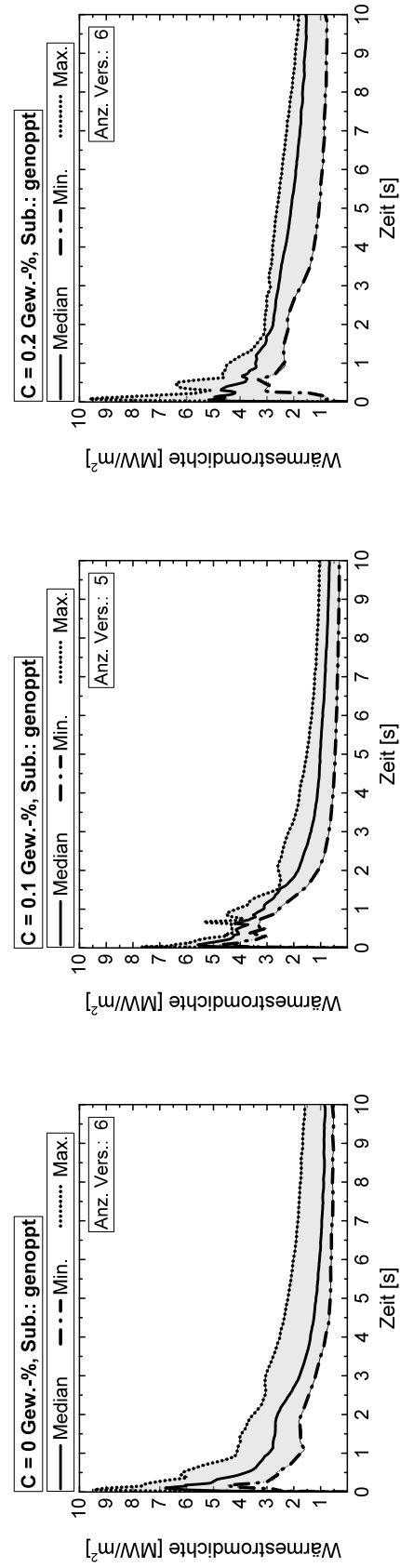


Abb. 4.11: Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf den Verlauf der Wärmestromdichten [V.-reihe: C-Stahl, genoppt]

höherlegierten Schmelzen und den peritektischen Stählen ist weniger ausgeprägt und der Wertebereich zwischen $\Psi_{max,C}$ und $\Psi_{min,C}$ bei den drei Klassen einheitlicher. Die Substratstrukturierung scheint einem starken Einbruch der Wärmestromdichten im Bereich um 0.1 Gew.-% C entgegenzuwirken. Interessanterweise wird die jeweilige integrale Flächenenergie einerseits für peritektische Güten erhöht und andererseits für die beiden übrigen Kohlenstoffklassen verringert. Die insgesamt abgegebene Wärmemenge der reiseisenähnlichen- und überperitektischen Versuchsschmelzen nimmt zudem ab. Da für das genoppte Substrat keine Versuche mit den zwei Zwischenklassen 0.05 Gew.-% C und 0.15 Gew.-% C durchgeführt wurden, können keine detaillierteren Voraussagen über den Verlauf der Flächenenergie zwischen den Kohlenstoffklassen gemacht werden. Der dargestellte Verlauf stellt demnach nur eine Möglichkeit dar.

Das Ziel der Substratstrukturierung ist die Vergleichmäßigung der Gussstücke und die Vermeidung von Erstarrungsdefekten, wie sie bei den Proben in Abb. 4.1 (S. 100) vorliegen. Eine Auswahl exemplarischer Probenunterseiten in Abb. 4.12 zeigt für alle drei Kohlenstoffklassen eine Verbesserung der Oberflächenqualität durch Verwendung einer strukturierten Substratfläche. Eine negative Abbildung der Noppen in den Probenunterseiten ist flächendeckend bei allen Gussstücken sichtbar, wobei nur unterperitektische Proben die runden Strukturen formgetreu abbilden. Auf den Unterseiten der Gussstücke der Kohlenstoffklasse 0.2 Gew.-% zeigt sich hingegen ein abgeflachter Abdruck im Bereich der Noppenkuppe. Eine Erklärung für diese Abflachung konnte nicht gefunden werden.

Hinsichtlich der Erstarrungsdefekte führt die Substratstruktur insgesamt zu verringerten Gussstückdeformationen. Lediglich die reiseisenähnlichen Proben (Abb. 4.12, *oben*) zeigen bei allen Proben Bluter oder Unterlaufungen, wobei die Größe und Ausbreitung dieser Defekte geringer erscheint als bei einem glatten Substrat (Abb. 4.1, S. 100). Bluter treten bei diesen Gussstücken meist im mittleren Teil der Unterseiten auf und verlaufen fast ausschließlich in Gießrichtung. Bei den peritektischen Proben sind dagegen schmale, linienförmige Einziehungen sichtbar, wobei ein Austreten frischer Schmelze durch Wiederaufschmelzen der abgehobenen Schale in den meisten Fällen ausbleibt. Die hyperperitektischen Güten hingegen zeigen die gleichmäßigsten Gussstückunterseiten. Mit Ausnahme von einer der fünf Proben (V95) sind lediglich schwache Laufmarken in den Seitenbereichen nahe der Tauchelementpositionen zu erkennen. Die bei der Probe V95 sichtbaren Defekte scheinen dabei eine verstärkte Form dieser Laufmarken zu sein. Zudem zeigen die Gussstückunterseiten anders als bei den übrigen vier hyperperitektischen Versuchen eine gute Abbildung der runden Noppenstruktur.

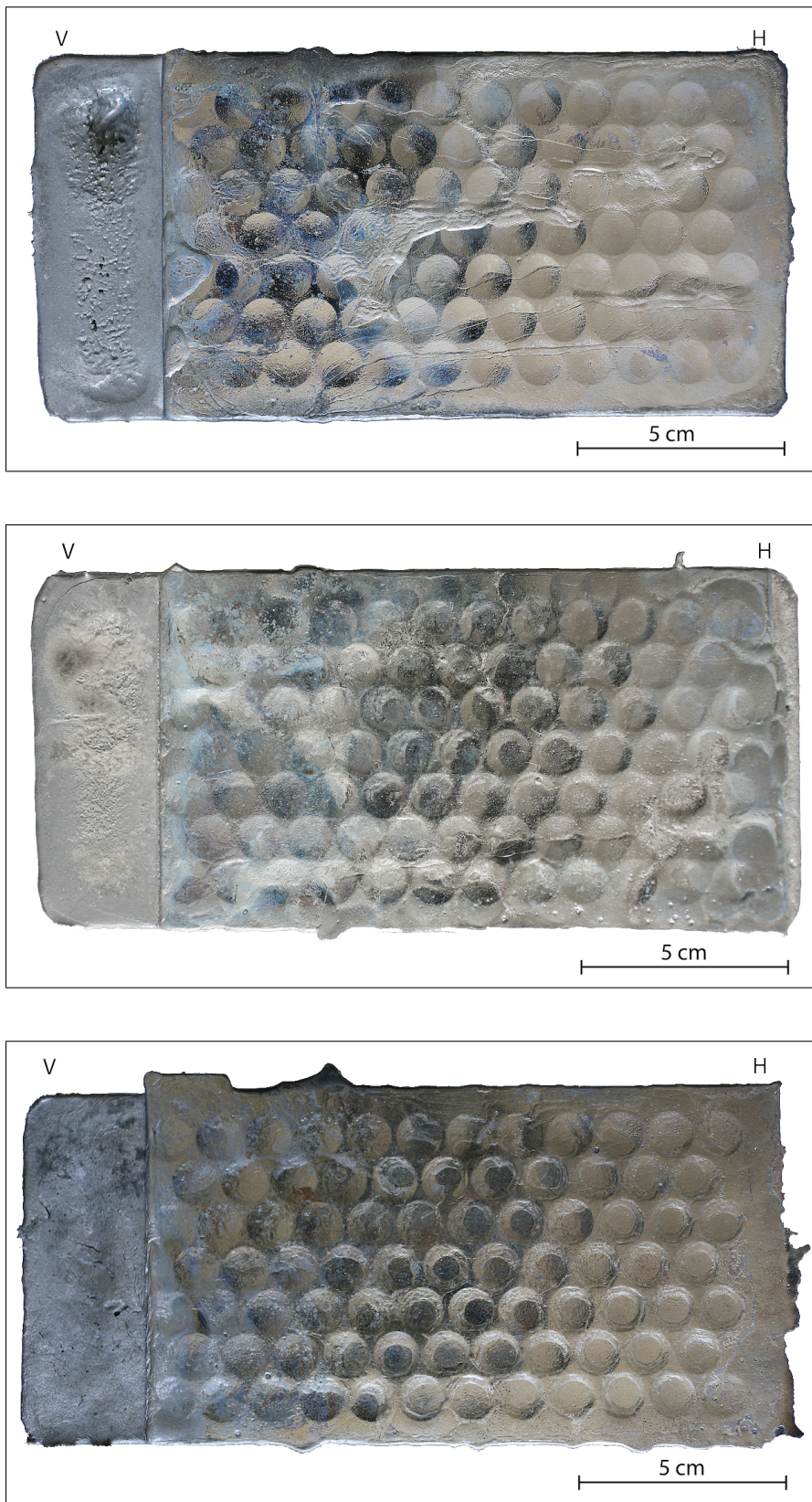


Abb. 4.12: Fotografische Aufnahmen der Gussstückunterseiten (v.o.n.u.: Reineisen, Peritekt, Hyperperitekt) [V.-reihe: *C-Stahl*, *genoppt*]

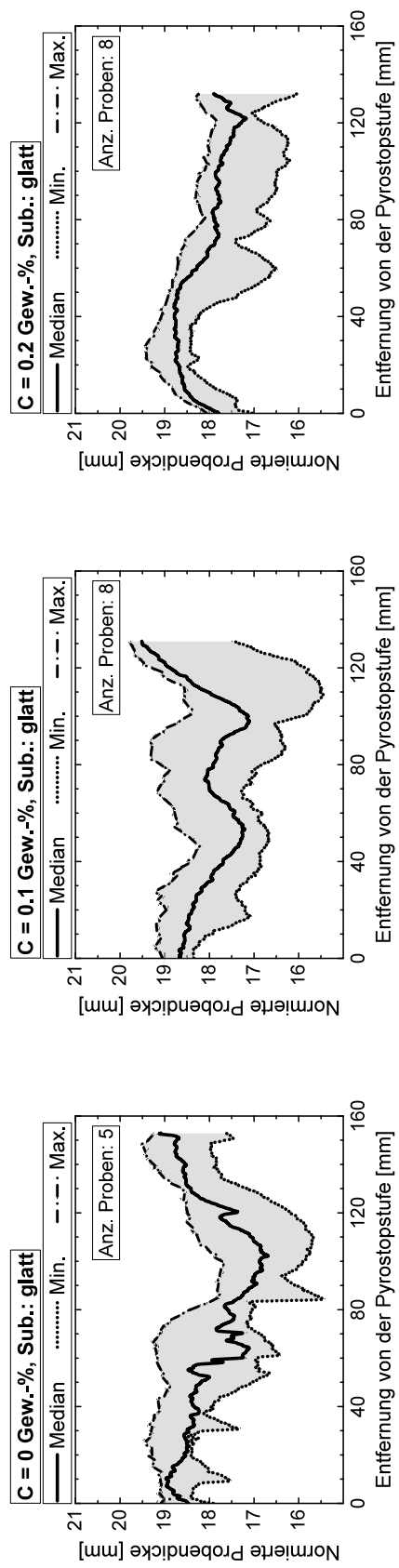


Abb. 4.13: Normierte Probendicken nach Kohlenstoffklassen [V.-reihe: C-Stahl, glatt]

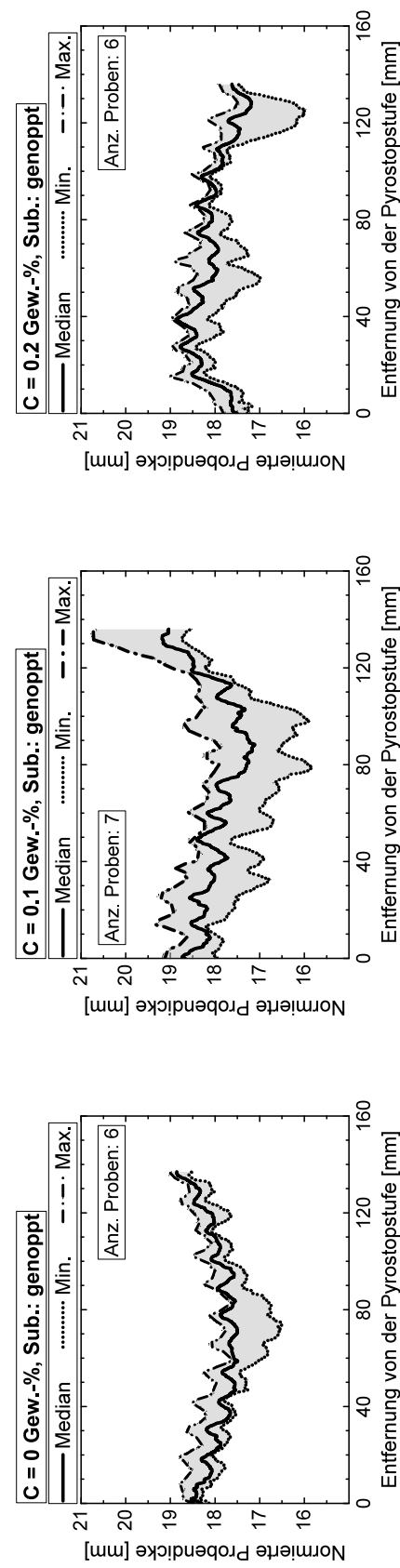


Abb. 4.14: Normierte Probendicken nach Kohlenstoffklassen [V.-reihe: C-Stahl, genoppt]

Eine Vergleichmäßigung durch Einsatz des genoppten Substrats wurde auch bei den Längsschnittprofilen der Gussproben festgestellt. Abb. 4.13 und 4.14 zeigen die statistischen Ergebnisse der gemessenen Dickenprofile der Gussproben in Gießrichtung gemäß der in Abschnitt 3.5.4 beschriebenen Vorgehensweise.

Die Längsschnitte der Proben mit glatten Unterseiten zeigen unsystematische Dickenschwankungen über die gesamte Messbahn. Bei den glatten Reineisenproben (Abb. 4.13, *links*) sind Spitzen bei den innerhalb der Kohlenstoffklasse gemessenen minimalen Längsschnittsdicken zu erkennen, die aufgrund der groben Schrittweite (0.5 mm) in den Übergangsbereichen zwischen Blutermaterial und aufgewölbten Strangschalenflächen (siehe Abb. 4.2, *links*: dunkelgefärbter Bereich nah der Probenmitte) entstehen.

Im Vergleich dazu zeigen die Versuche auf dem genoppten Substrat (Abb. 4.14) mit Ausnahme der durch die Gießnoppen bedingten, periodischen Fluktuationen eine einheitlichere mittlere Dicke (*Median*) sowie geringere Schwankungen innerhalb der zusammengefassten Messdaten (*Spannweite*). Während die Proben mit peritektischem und hyperperitektischen Kohlenstoffgehalten bis 100 mm von der Substratabdeckung einen gleichmäßigen Verlauf des Medianwertes aufweisen, ist bei den Reineisenproben ein Längsschnittsminimum bei ca. 70 mm erkennbar. Grund für die abfallenden Werte ist die auf der Probenoberseite gemessene Materialschrumpfung bei Proben dieser Kohlenstoffklasse.

Zusammenfassend wurde in den letzten zwei Abschnitten die Wirkung unterschiedlicher Kohlenstoffgehalte auf den Wärmeübergang und die Gussstückausbildung untersucht. Für alle Kohlenstoffklassen konnten die charakteristischen Erstarrungsmerkmale an den gekühlten Gussstückflächen nachgewiesen werden. Insbesondere reineisenähnliche Proben neigen aufgrund schwerer Oberflächendefekte und umwandlungsbedingter Verformungen zu ungleichmäßigen Gussstücklängsschnitten. Eine Verbesserung konnte durch eine makroskopische Strukturierung der Substratoberfläche erreicht werden.

Hinsichtlich der auf Seite 25 gezeigten Literaturwerte zeigt Abb. 4.15 abschließend eine Einordnung der vorgestellten Ergebnisse der Versuchsreihe *C-Stahl* (glatt und genoppt) im Vergleich mit den aus der Fachliteratur zusammengetragenen Daten. Auch wenn die Werte des dunkelgrauen Bereichs (Ergebnisse dieser Arbeit) nicht über den gesamten Zeitabschnitt mit dem Bereich der mittlerer Auswertezeit (fein-schraffierte Fläche) übereinstimmen und insbesondere unter dem der kurzen Auswertezeiten (hellgraue Fläche) bleiben, ist eine größtenteils gute Überdeckung zwischen den Werten der mittleren und langen Auswertezeiten ersichtlich.

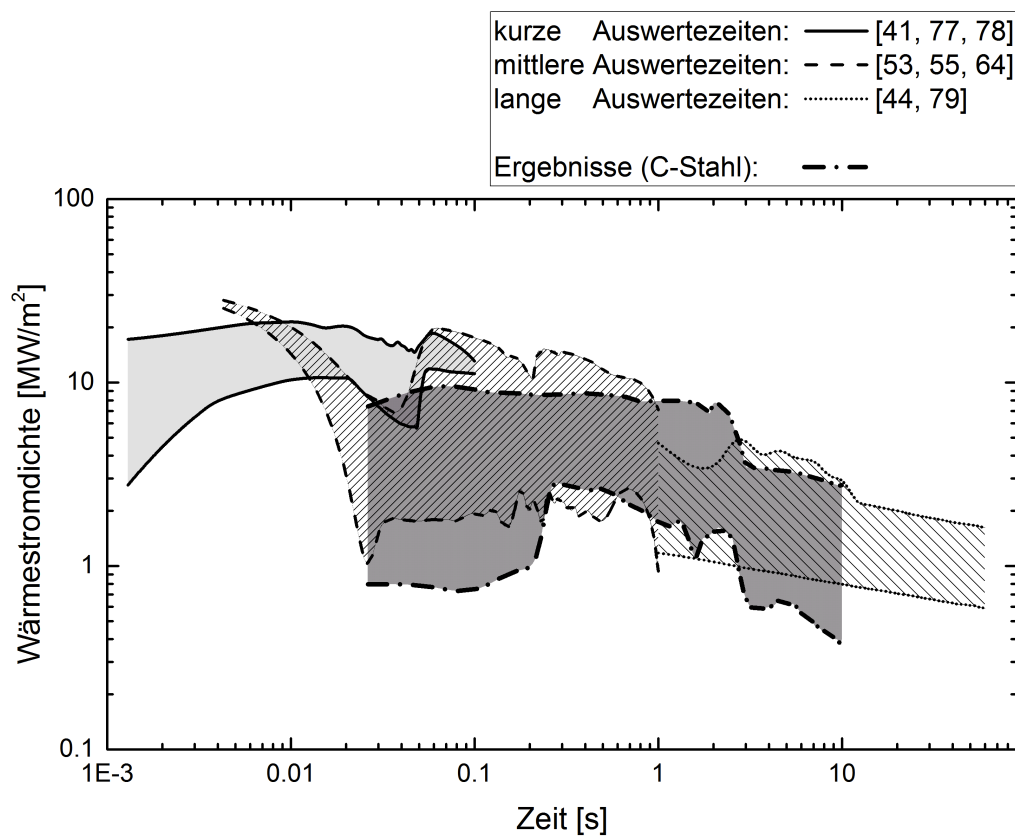


Abb. 4.15: Einordnung der Ergebnisse der V.-Reihe *C-Stahl* für das *glatte* und *genoppte* Substrat in die Zusammenstellung von Literaturwerten (Abb. 2.11, S. 25)

5 Ergebnisse der Versuche mit HSD-Stahl

5.1 Versuche unter Standardbedingungen

Angelehnt an die Gießbedingungen der Clausthaler Technikumsanlage werden auf dem glatten und genoppten Substrat HSD-Schmelzen zur Untersuchung des Einflusses verschiedener Parameter vergossen. Die Analysen der dabei vergossenen Schmelzen sind ab S. 150 in Tab. 8.5 und 8.6 zu finden. Versuche unter den in Tab. 3.4 auf S. 88 definierten Standardbedingungen sollen für die Einschätzung der Parameterwirkung verwendet werden.

Im Vergleich mit Ergebnissen der auf einem glatten Substrat vergossenen C-Stähle aus Abschnitt 4.1 zeigen die Proben der hochmanganhaltige Güte auch ohne Substratstrukturierung keine äußerlich sichtbaren Erstarrungsdefekte, Abb. 5.1 (*links*). Sowohl die Unterseiten der Versuche V67 (*glatt*) als auch V68 (*genoppt*) weisen bis auf vereinzelte sichtbare Poren oder kleine Einschlüssen eine glatte und gleichmäßige Oberflächenbeschaffenheit auf. Der Flächenvergleich im linken Teilbild von Abb. 5.2 zeigt ein Abheben der drei äußeren Randbereiche sowie der Übergangsregion zwischen Pyrostopmatte und gekühltem Probenabschnitt¹. Die Gussstücke liegen im mittleren Flächenbereich auf dem Substrat auf und entwickeln eine nach außen gewölbte Unterseite. Das spannungsarme Erstarrungsverhalten dieser Güte kann ebenfalls anhand der Daten der probenmittigen Dickenmessung belegt werden, Abb. 5.4 (*links*). Im Vergleich zu den Ergebnissen der C-Stähle auf glattem Substrat wird bei den HSD Proben eine deutlich bessere Gleichmäßigkeit der Längsschnitte erreicht. Die im Flächenvergleich gemessene Mittenwölbung zeigt sich bei allen Proben, wie der Medianverlauf in Abb. 5.4 belegt.

Durch die Substratstrukturierung verringert sich das Aufwölben der Proben in den Randbereichen. Die berechneten Kontaktpunkte bleiben nahe der Mitte der Substratfläche, wobei der Flächenvergleich auch bei den genoppten Probenunterseiten mit einer glatten Referenzfläche

¹ $x = 0$, jeweilige Teilbilder der Abb. 5.1 und 5.2 fluchten vertikal miteinander.

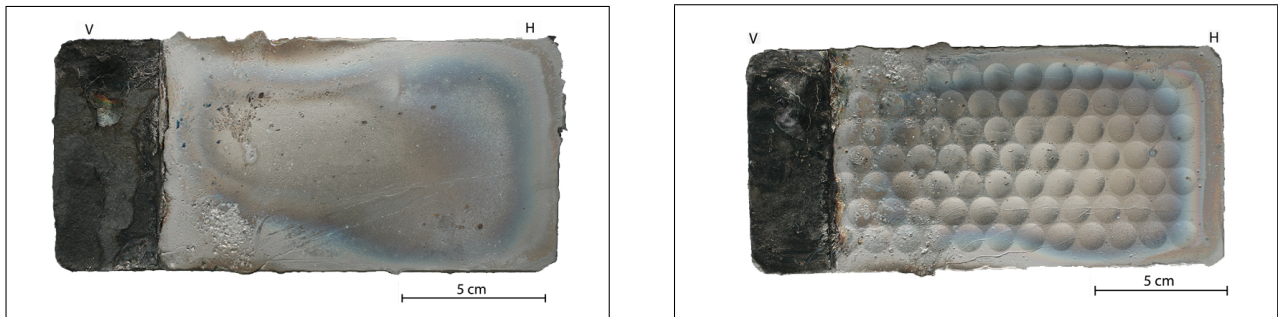


Abb. 5.1: Fotos der Gussstückunterseiten (*links*: glattes Substrat, *rechts*: genopptes Substrat), [V.-reihe: *HSD Standard*]

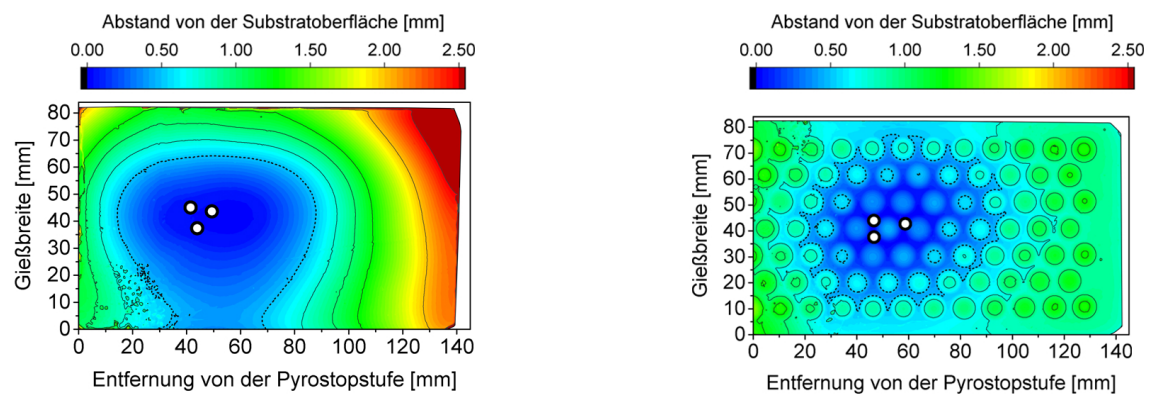


Abb. 5.2: Abstand der Gussstückunterseite von der Substratoberfläche (Ansicht Probenoberfläche; *links*: glattes Substrat, *rechts*: genopptes Substrat); *weiße Punkte* markieren die Kontaktstellen, [V.-reihe: *HSD Standard*]

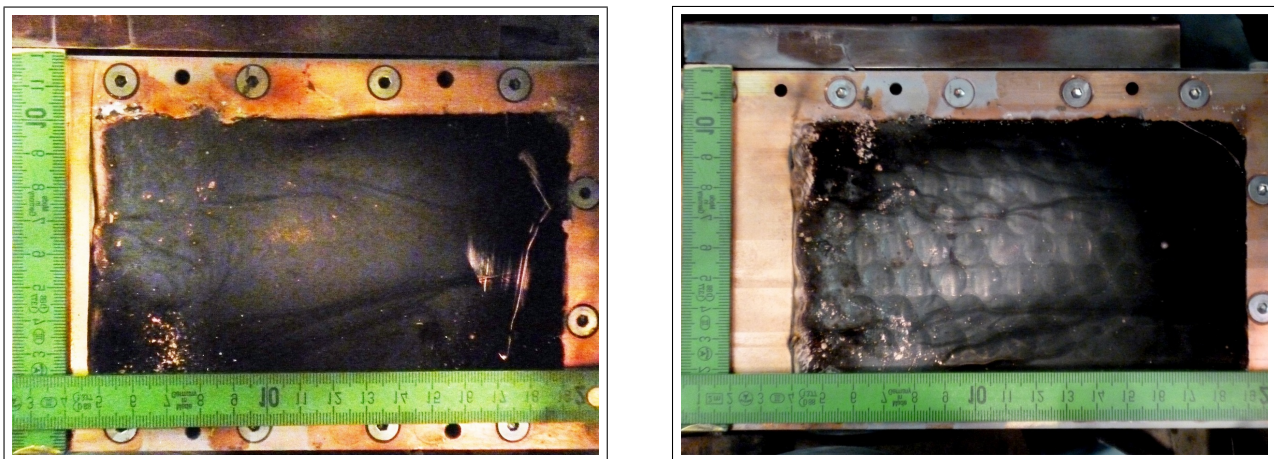


Abb. 5.3: Fotos der ungereinigten Substratoberflächen nach dem Versuch (*links*: glattes Substrat, *rechts*: genopptes Substrat) [V.-reihe: *HSD Standard*]

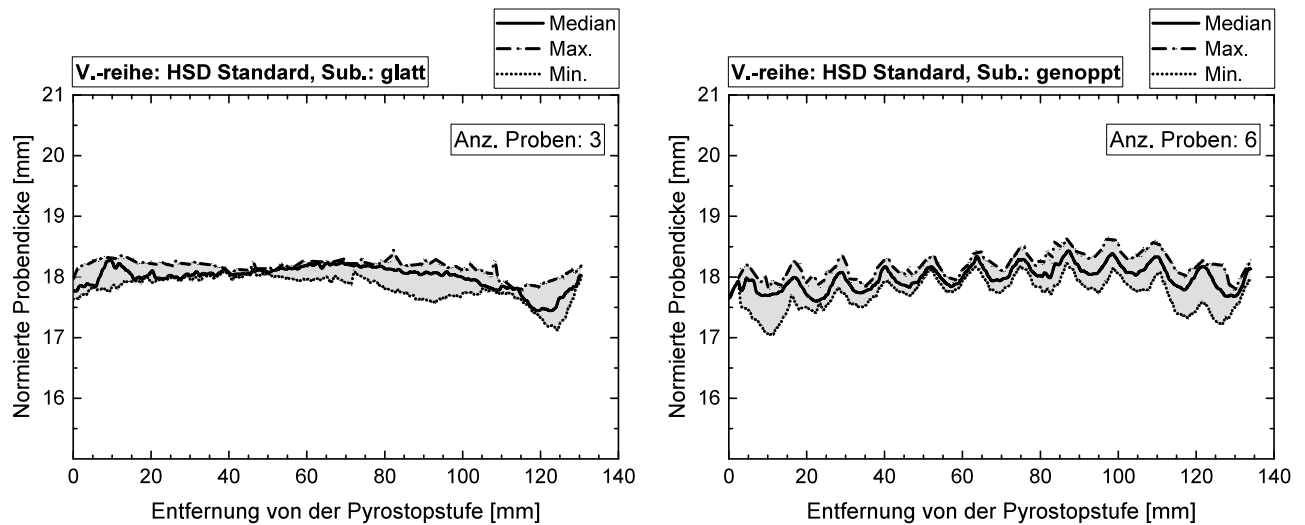


Abb. 5.4: Norm. Probendicken (*links*: glattes Substrat, *rechts*: genopptes Substrat) [V.-reihe: HSD Standard]

durchgeführt wurde und die Markierungen daher nicht zwangsläufig mit den tatsächlichen Kontaktstellen (z.B. den Noppenkuppen) übereinstimmen müssen. Der statistische Verlauf der Probendicke (Abb. 5.4, *rechts*) zeigt keine signifikante Verbesserung des Gussstücklängsschnitts, wobei Effekte der Noppung auf die querseitig äußeren Randbereiche aufgrund der Lage der Messbahn (Probenmitte, Verlauf in Gießrichtung) nicht gemessen werden.

Bei den Substratfotos in Abb. 5.3 ist eine deutliche Zunahme der schwarzen Ablagerung gegenüber den Ergebnissen der Versuchsreihe *C-Stähle* zu erkennen. Sowohl die Deckkraft als auch der abgedeckte Flächenanteil vergrößern sich beim Vergießen der hochmanganhaltigen Güte. Die mit dem Gussstück in Kontakt stehenden Regionen weisen jedoch auch bei dieser Versuchsreihe eine deutlich hellere Färbung gegenüber den gussstückferneren Randbereichen auf. Zudem sind in beiden Bildern von Abb. 5.3 dunkle Streifen in Gießrichtung zu sehen, die mit den auf der Probenunterseite zu sehenden Fließmarken übereinstimmen. Die Haftung des Belags ist bei den HSD-Versuchen deutlich größer als bei den C-Stählen. Während bei den Experimenten mit den C-Stählen die dunklen Schattierungen aus losen Partikeln ähnlich eines feinen Puders bestehen, ist eine Reinigung der Substratflächen bei den HSD-Versuchen nur mit Lösungsmitteln wie Aceton möglich. Eine Probenahme zwecks Analyse der Rückstände wird durch diese intensive Haftung erschwert.

Die Ergebnisse der Wärmestromdichten der auf beiden Substratversionen durchgeführten Standardversuche sind in Abb. 5.5 dargestellt. Der Verlauf der mittleren Wärmestromdichte zeigt

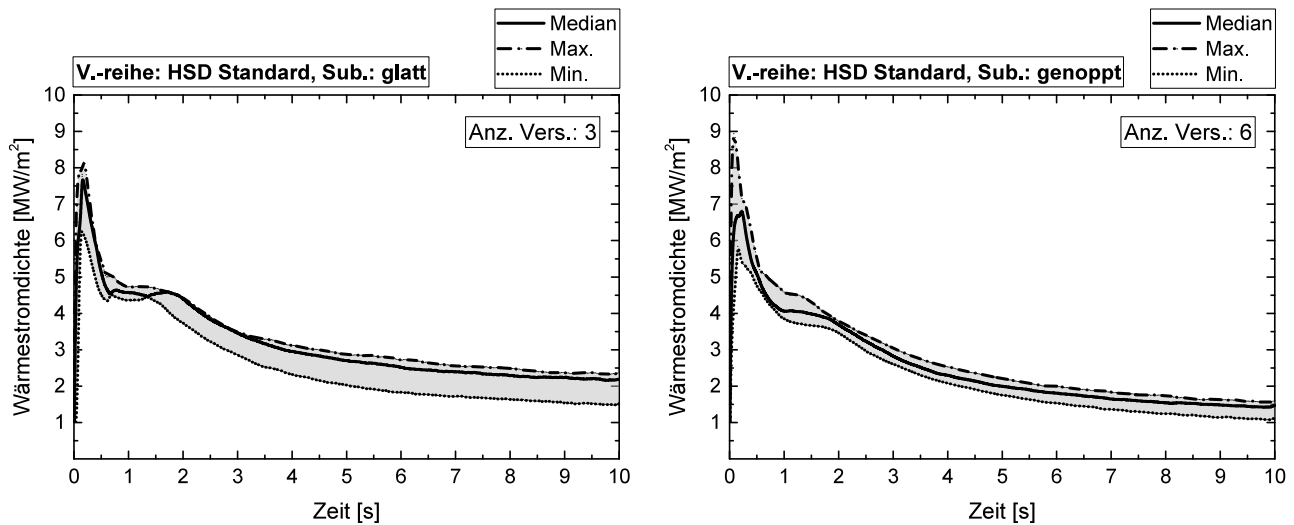


Abb. 5.5: Wärmestromdichten (*links*: glattes Substrat, *rechts*: genopptes Substrat) [V.-reihe: HSD Standard]

einen schmalen Spitzenbereich mit anschließendem scharfen Abfall bis unter 5 MW/m^2 . Danach treten bei den Messwerten des genoppten Substrats leichte, bei Verwendung des glatten Substrats stärkere Fluktuationen auf. Form und Zeitpunkt der Schwankungen erinnern an das von Netto et al. [71] beschriebene Plateau. Der anschließende Abfall von $q(t)$ ist bei beiden Versuchsgruppen gleichförmig und graduell. Bemerkenswert gegenüber den Ergebnissen der C-Stähle in Abb. 4.10 und 4.11 auf Seite 109 ist die beim HSD-Stahl vom Substrattyp unabhängige, kleine Spannweite der Wärmestromdichten. Generell zeigen die Versuche auf dem glatten Substrat eine etwas größere Streuung der $q(t)$ -Verläufe gegenüber der genoppten Version. Eine vergleichmäßigende Wirkung der Substratstrukturierung auf Größe und Verlauf der Wärmestromdichte scheint sich auch für die HSD Güte abzuzeichnen. Desweiteren führt die auf dem genoppten Substrat ablaufende Abkühlung mit Ausnahme der anfänglichen Spitzenwerte zu insgesamt geringeren Wärmestromdichten, wie ein Vergleich der beiden Diagramme von Abb. 5.5 zeigt. Ausgehend von der in Abb. 2.7 (S. 15) gezeigten Hypothese, dass bei einem genoppten Substrat der Wärmetransport hauptsächlich durch die Noppen stattfindet, ist dieses Ergebnis hinsichtlich der zu späteren Zeitpunkten insgesamt kleineren Temperaturgradienten im Noppenquerschnitt überraschend. Durch einen andauernden Kontakt der Schale mit den Noppenkuppen wäre ein anhaltend großer Temperaturgradient im Messbolzen und die damit verbundene Aufrechterhaltung hoher Wärmestromdichten zu erwarten gewesen. Da auf dem glatten Substrat nur drei Versuche mit HSD-Schmelzen unter Standardbedingungen vergossen

wurden, sind weitere Wiederholungsversuche zur Bestätigung der Befunde sinnvoll.

Ein Grund für die einheitlichen Wärmestromdichten kann in der gleichmäßigen Unterseitenausbildung aller Gussstücke der Versuchsreihe *HSD Standard* gefunden werden. Da die hochmanganhaltige Güte keine Tendenz zu stochastischen Verwerfungen durch umwandlungsbedingte Spannungen im oberflächennahen Schalenbereich aufweist, kommt es während der Erstarrung zu keiner raschen Änderung der Kontaktbedingungen zwischen Gussstück und Substrat. Es kann daher angenommen werden, dass die in Abb. 5.2 gezeigten Lagedifferenzen zwischen Gussstück und Substrat im Bereich des Messbolzens graduell entstehen und keiner signifikanten Fluktuation während der Strangschalenbildung unterliegen. Das Umwandlungsverhalten des hochmanganhaltigen Stahls während der Erstarrung ist als TRIP-Stahl rein austenitisch, also gemäß der auf S. 101 in Abb. 4.4 gezeigten Einteilung von Spitzer [95] vom Typ *G* [149]. Durch die Entstehung einer austenitischen Strangschale aus der Flüssigphase bleiben umwandlungsbedingte Spannungen aus. Anfängliche Volumenunterschiede bei der Erstarrung können im Gussstückinneren durch Restschmelze ausgeglichen werden, während Temperaturdifferenzen zwischen Rand- und Mittenbereich lediglich zu den beobachteten, seitlichen Aufwölbungen führen.

5.2 Einfluss der *Gießdicke*

Die Untersuchungen zum Einfluss der Gießdicke beinhalten fünf Gießversuche mit größeren Schmelzenmengen, die gegenüber den *Standard HSD* Versuchen (Solldicke: 18 mm) zu dickeren Gussstücken führen. Die erreichten Werte liegen bei der ersten Probe (V102) im Mittel bei 23.5 mm, bei den vier darauffolgenden zwischen 27.5 mm (V104) und 31.6 mm (V106). Die Ergebnisse der Dickenmessung sind in Abb. 5.8 zu sehen. Die bis zum letzten Drittel der Messbahn abfallende Probendicke kann auf erhöhte Materialswindung auf der Oberseite (vgl. Abb. 4.14, *mittig*, S. 112) zurückgeführt werden.

Die Probenunterseiten der dickeren Gussstücke (exemplarisch in Abb. 5.6) zeigen im Gegensatz zu den Standardversuchen (vgl. Abb. 5.1, S. 116) in Gießrichtung verlaufende Linien im Bereich der Probenmitte sowie einen verkleinerten Bereich an metallisch glänzender Oberfläche. Der außerhalb einer bläulich schimmernden Begrenzung liegende, matte Teil der Probenoberfläche dehnt sich bei den dicker gegossenen Proben fast über die gesamte vordere Probenhälfte aus. Die instrumentierte Noppe des Kupfersubstrats liegt bei allen Gussstücken dieser Versuchsreihe im matten Gebiet. Die Lasermessung der Probenunterseiten lässt vermuten, dass der glänzende

Bereich der abgekühlten Proben einen besseren Substratkontakt aufgewiesen hat (vgl. Abb. 5.6 und 5.8). Wann es zur Separation der matten Oberflächenabschnitte gekommen ist, konnte indes nicht festgestellt werden.

Die Wärmestromdichten der Versuchsreihe mit größeren Gussstückdicken zeigt eine Steigerung des gemessenen Spitzenwertes. Dieser erreichte bei V103 den höchsten in dieser Versuchsreihe gemessenen Wert von 9.98 MW/m^2 . Für die fünf durchgeführten Versuchsschmelzen ergaben zudem drei Experimente Spitzenwerte größer 8 MW/m^2 , während bei zwei Versuchen mit 6 MW/m^2 vergleichsweise niedrige Maximalwerte aufgezeichnet wurden.

Eine Tendenz zu größeren Wärmestromdichten lässt sich mit einer Intensivierung des Anpressdruckes und der damit verbundenen Verbesserung der Kontaktqualität begründen. Wie Blockgussversuche mit Al-Si Schmelzen durch Taha und Hassan [72] zeigen, nimmt mit zunehmendem metallostatischen Druck der Wert des Wärmeübergangskoeffizienten zu. Für das Twin-Roll Verfahren ist der Zusammenhang zwischen der Intensität des Wärmeübergangs und der Gießdicke im frühen Schalenwachstumsstadium über die Gießgeschwindigkeit gekoppelt. Durch einen Anstieg der Rotationsgeschwindigkeit der Gießwalzen kommt es bei schnellerer Abwärtsbewegung in den Schmelzpool zu einer früheren Erhöhung des metallostatischen Drucks auf die noch dünne Strangschale. Wang und Matthys [150] stellen dazu Experimentalergebnisse aus verschiedenen Literaturquellen graphisch zusammen, wonach ein Anstieg der Maximalwerte des Wärmeübergangskoeffizienten mit einer schnelleren Rotationsgeschwindigkeit auftritt. Für das Horizontalbandgießen bestätigen Kim et al. [86] einen Anstieg der Wärmestromdichten durch das Gießen dickerer Al-Mg-Bänder. Der ebenfalls dort dokumentierte Trend höherer q -Werte bei längeren Zeiten kann hingegen in der vorliegenden Arbeit durch einen Vergleich von Abb. 5.5 mit Abb. 5.7 nicht bestätigt werden.

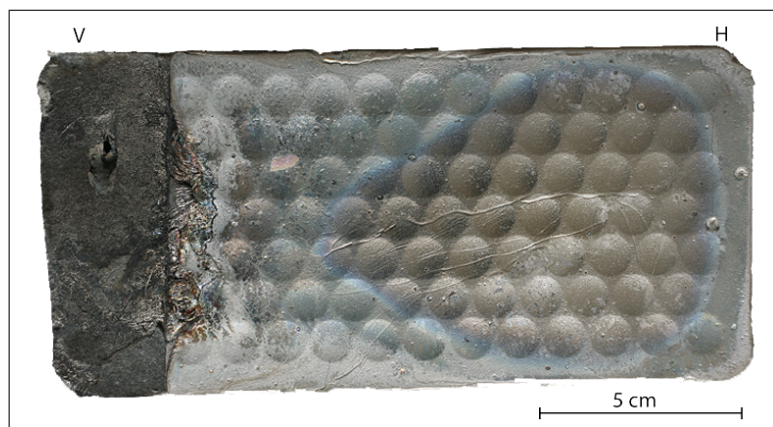
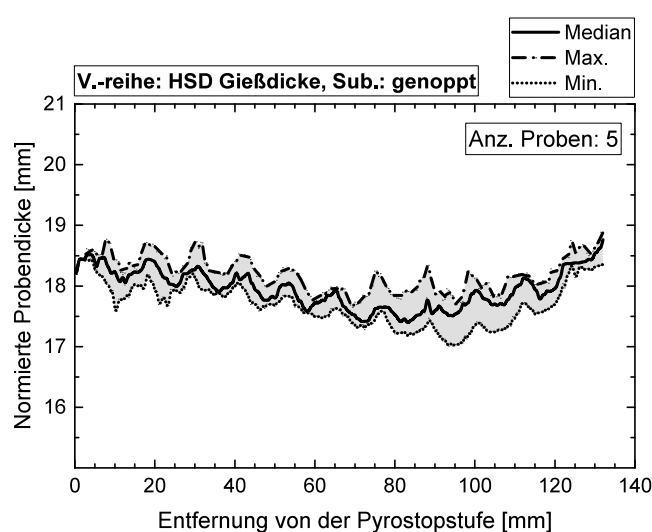
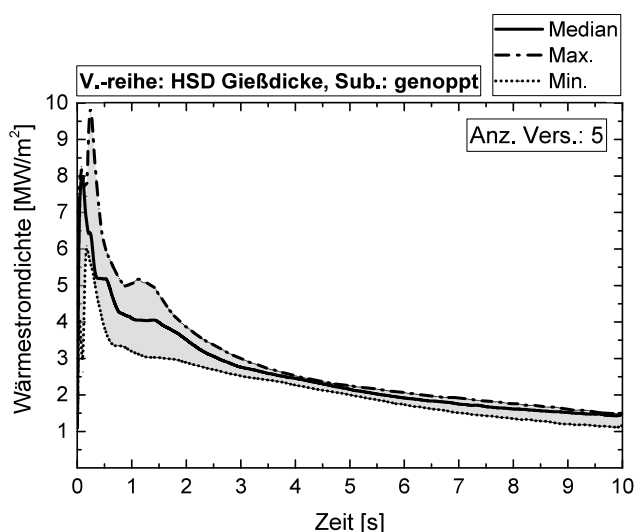


Abb. 5.6: Probenunterseite des Versuches V104 [V.-reihe: *HSD Gießdicke*]

Abb. 5.7: Wärmestromdichten [V.-reihe: *HSD Gießdicke*]Abb. 5.8: Norm. Probendicken [V.-reihe: *HSD Gießdicke*]

5.3 Einfluss der *Substratbeschichtung*

Die Versuchsreihe zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Zwischenschichtmaterialien auf den Wärmeübergang gliedert sich in die zwei Kategorien *natürliche Ablagerungen* und *technische Beschichtungen*. Zu letzteren gehört eine Beschichtung mit hoher Wärmeleitfähigkeit (Graphit) sowie ein wärmeisolierender Belag (Al_2O_3).

5.3.1 Art und Auswirkungen natürlicher Ablagerungen

In Abschnitt 5.1 wird bei den Fotos der Substratflächen (Abb. 5.3 auf S. 116) eine Zunahme der auf dem Substrat zurückbleibenden Ablagerungen bei Verwendung des hochlegierten Werkstoffes HSD festgestellt. Abb. 5.9 zeigt die untersuchte REM-Aufnahme eines Abstriches unmittelbar nach Versuchsende². Die an den vier Markierungen über EDX-Analyse ermittelte Zusammensetzung der Partikel ist in Tab. 5.1 aufgeführt.

Die Ergebnisse identifizieren die Partikel der Messstellen 2 bis 4 als ein hauptsächlich aus Mangan bestehendes Material. Die Elemente Schwefel, Silizium und Aluminium hingegen werden nur in geringen Anteilen gemessen. Eine von Partikeln umgebenen Vertiefung (Messstelle 1) hingegen zeigt hohe Aluminium- und Sauerstoffgehalte bei nur schwach vorkommenden sonstigen

² Probenträger: 0.2 mm dicke Folie aus Elektrolytkupfer; Zeit zwischen Probennahme und REM/EDX-Untersuchung ca. 20 min; Transport und Lagerung an Luft.

Elementen.

Die meisten der in der Fachliteratur dokumentierten Untersuchungen zu natürlichen Ablagerungen schreiben der Zwischenschicht einen oxidischen Charakter zu [42, 50, 54, 56]. Da keine Informationen zur den Umständen der Probennahme (z.B. Aufrechterhaltung einer inerten Atmosphäre) gegeben werden, ist für den Fall einer metallischen Zusammensetzung der Partikel aufgrund ihrer zum Volumen vergleichsweise großen Oberfläche eine nachträgliche Oxidation zwischen Probennahme und Analyse denkbar. Des Weiteren wurden Substratablagerungen auch bei Versuchen unter reduzierender Atmosphäre (s. Abschnitt 5.4) beobachtet, sodass eine eindeutige Identifikation als ausschließlich oxidische Verbindung unwahrscheinlich erscheint.

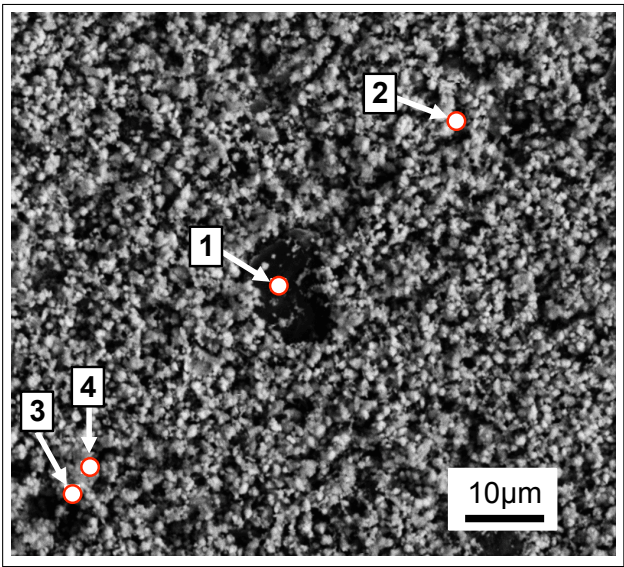


Abb. 5.9: REM-Aufnahme eines Abstriches aus Substratablagerungen nach einem HSD-Versuch

Elem.	Massenanteil an Messstelle [Gew.-%]			
	1	2	3	4
Cu	0.50	0.63	0.56	0.57
Mn	2.49	87.00	83.35	86.00
Al	48.71	0.55	0.11	0.14
Si	2.00	0.28	0.36	0.15
S	0.00	0.40	0.33	0.43
O	46.30	11.14	15.29	12.71

Tab. 5.1: Chem. Zusammensetzung der Ablagerung an den in Abb. 5.9 markierten Messstellen

Abb. 5.10 zeigt eine Aufnahme während eines HSD-Heißversuchs an der Technikumsanlage. Zu sehen ist der hintere Abschnitt der Gießmaschine, in dem sich Guss- und Casterband trennen. Durch die Umlenkrolle verlässt das Casterband den horizontalen Anlagenteil und wird unterseitig zum vorderen Casterbereich zurückgeführt. Durch Verlassen des inertisierten Abschnitts der Anlage kommt das Casterband mit Umgebungsluft in Kontakt. Wie in der Abb. 5.10 zu sehen ist verglühen die abfallenden Partikel. Mögliche Erklärungen dieser Beobachtung sind die Reaktionen der Ablagerungen mit dem Sauerstoff der Umgebungsluft, z.B. durch eine nachträgliche Oxidation von MnO -Partikeln zu MnO_2 oder eine Oxidation metallischer Bestandteile der Ablagerungen. Hinsichtlich der gezeigten Ergebnisse der Laborexperimente unter reduzie-

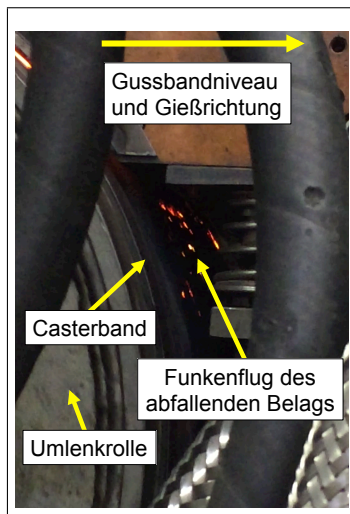


Abb. 5.10: Ausschnitt der Gießmaschine im hinteren Bereich der Umlenkrolle während eines HSD-Heißversuchs

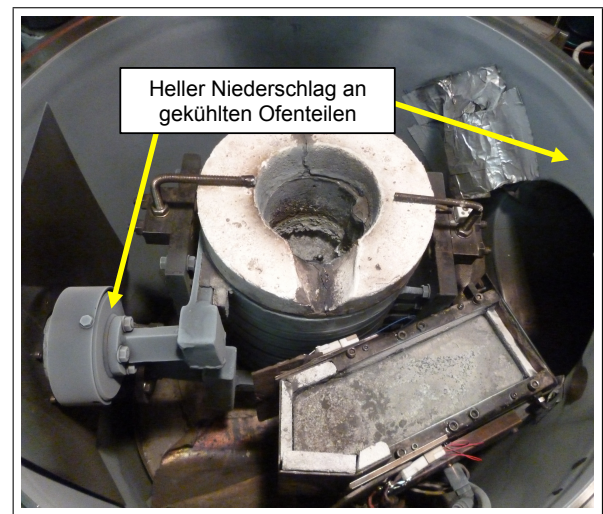


Abb. 5.11: Ablagerungen im Kesselinnenraum nach Heißversuch mit einer HSD-Schmelze

render Atmosphäre und der Beobachtungen an der Technikumsanlage lässt sich vermuten, dass es sich bei der Zwischenschicht nicht ausschließlich um Oxide handelt, sondern die abgelagerten Elemente zumindest teilweise in metallischer Form vorliegen.

Die Herkunft der Ablagerungen kann bei dem verwendeten Versuchsaufbau nicht eindeutig identifiziert werden. Bei den Laborversuchen kommt es mit Beginn des Einschmelzvorganges bei hochmanganhaltigen Schmelzen zu einer gegenüber den *C-Stahl* Experimenten intensiveren Rauchentwicklung im inertisierten Ofenkessel. Das in höheren Gehalten gelöste Mangan der Schmelze geht dabei stärker in die Gasphase über und schlägt sich an den gekühlten Flächen innerhalb des Kessels nieder, Abb. 5.11. Es ist davon auszugehen, dass dieser Niederschlag bei Abguss auch auf der Substratfläche vorhanden ist und einen Teil der später untersuchten Zwischenschicht ausmacht. Eine Verhinderung dieses prozesstechnisch bedingten Niederschlags auf der Kupferplatte war nicht möglich.

Um dennoch den Effekt natürlicher (bzw. gütenpezifischer) Schichten zu klären, wurden fünf Versuchsschmelzen (V113 bis V117) mit HSD-Material unter Standardbedingungen durchgeführt, wobei die Substratoberfläche zwischen den Versuchen nicht gereinigt wurde (vgl. [42, 50, 54]). Für die praktische Umsetzung dieses Vorgehens an der Technikumsanlage wäre z.B. eine Abschaltung der Casterbandreinigung denkbar. Da die Ablagerungen des Casterbandes im Normalbetrieb bei Rückführung des Casterbandes zum Aufgabebereich mithilfe von Bürsten entfernt werden, würde sich mit fortschreitender Gießzeit ein Effekt ähnlich dem der konseku-

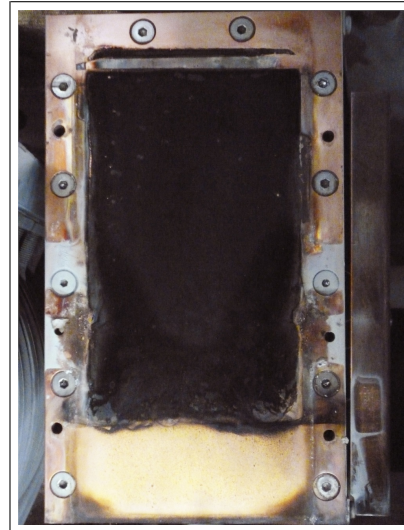
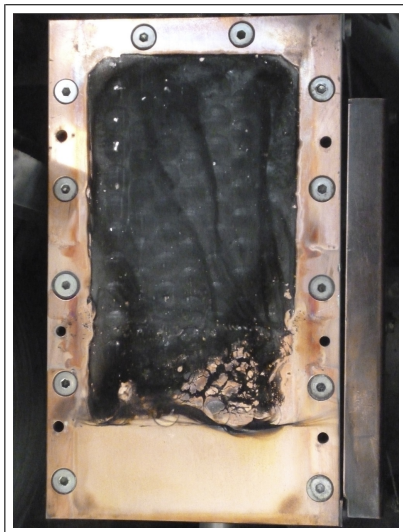
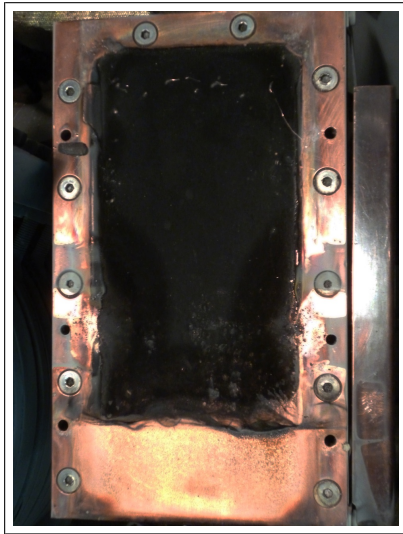


Abb. 5.12: Fotos der ungereinigten Substratoberflächen (obere Reihe v.l.n.r.: V113, V114, V115; untere Reihe v.l.n.r.: V116, V117) [V.-reihe: *HSD Beschichtung*]

tiven Laborversuche mit ungereinigtem Substrat einstellen.

Die Fotografien der Zwischenschicht nach jedem Versuch sind in Abb. 5.12 zu sehen. Die Zunahme der Schichtdicke ist in den Bildern des ersten und zweiten Versuchs gut zu erkennen. Während die Noppenstruktur im oberen linken Bild von Abb. 5.12 noch ausgemacht werden kann, sind auf dem Substrat von Versuch V114 keine Strukturelemente mehr sichtbar. Auch der im ersten Experiment gut sichtbare Aufprallpunkt der Schmelze nach der Pyrostopmatte (Substrat V113: nur teilweise geschwärzter Bereich unten links) wird bei den Folgeversuchen vollständig von schwarzen Ablagerungen bedeckt. Anhand der ausbaubedingten Kratzspuren im hinteren Substratteil der Versuchsbilder V114 und V115 kann zudem vermutet werden, dass in den Noppentälern ein intensiveres Schichtwachstum stattfindet, während auf den Noppenkuppen vorhandene Kratzer bei erneutem Schmelzkontakt von weniger Partikeln bedeckt werden. Die Ausbauspuren des zweiten Versuchs sind daher zum Teil noch im Folgeversuch auf den Noppenkuppen sichtbar. Optische Hinweise auf die von Strezov et al. [42] vermutete *kritische Schichtdicke* konnten bei den durchgeführten Versuchen nicht gefunden werden.

Die Wärmestromdichten der konsekutiven Experimente sind in Abb. 5.13 dargestellt. Alle Kurven zeigen mit Ausnahme des dritten Experimentes V115 den charakteristischen Verlauf aus raschem Anstieg bis zu einem Spitzenwert q_{max} , gefolgt von einem graduellen Abklingen auf Werte auf einheitlich ca. 1 MW/m^2 nach 10 s. Die gemessenen Maximalwerte liegen bei allen Experimenten dieser Versuchsreihe unter denen der *HSD Standard* Versuche in Abb. 5.5 (S. 118). Interessanterweise ist die Ausbildung eines Plateaus bei den Experimenten V113, V114, V116 und V117 deutlich erkennbar. Für den dritten Versuch V113 hingegen kann aufgrund des fehlenden Spitzenwertes das Vorhandensein eines Plateaus nur vermutet werden. Auffällig ist, dass der Verlauf der Wärmestromdichte für den dritten Versuch trotz Unterschiede im Anfangsbereich ab 1.8 s wieder mit den Kurven der vier anderen Versuche übereinstimmt.

Bezogen auf eine *kritische Schichtdicke* kann anhand der Wärmestromdichten die Wirkung der Ablagerungen als Zwischenschicht wie folgt vermutet werden: Nach dem ersten Experiment baut sich in den Tälern zwischen den Noppen ein isolierender Belag aus hauptsächlich manganhaltigen Partikel auf. Die Schmelzwärme wird aufgrund der thermischen Barriere der Zwischenschicht zunehmend durch die nur dünn bedeckten Kuppen abgeführt. Mit dem dritten Folgeexperiment erreicht die Schicht eine kritische Dicke. Möglicherweise kommt es zu einem Aufschmelzen und einer Absorption des Substratbelages durch die Schmelze. Die anfänglich in die Noppe einfließende Wärmemenge wird dabei durch die Verbesserung der Wärmeübertragung zwischen den Noppen reduziert, sodass es zu keiner Ausbildung eines markanten Maxi-

malwertes kommt. Die innerhalb der ersten 1.8 s abgeführte, integrale Flächenenergie Ψ_{Median} bleibt dabei für die drei ersten Experimente mit 8 GJ/m^2 auffällig konstant. Mit dem vierten Konsektivexperiment wird eine neue Belagschicht in den Zwischenräumen gebildet und es kommt zur erneuten Ausbildung eines anfänglichen Maximalwertes mit anschließender Plateaubildung. Da es sich bei den Konsektivexperimenten um Einzelversuche handelt, ist eine statistische Überprüfung dieser Ergebnisse durch Wiederholungsexperimente sinnvoll.

Die Spannweite der überlagerten q -Kurven der Einzelversuche in Abb. 5.14 ist im Bereich des Abfalls der Wärmestromdichten nach dem Plateau sehr gering, d.h. die zeitlichen Verläufe der Wärmestromdichten ab diesem Zeitpunkt einander zunehmend ähnlich. Hinsichtlich der Gussstückunterseiten scheint diese Vergleichmäßigung der Wärmestromdichten zu einem ge-

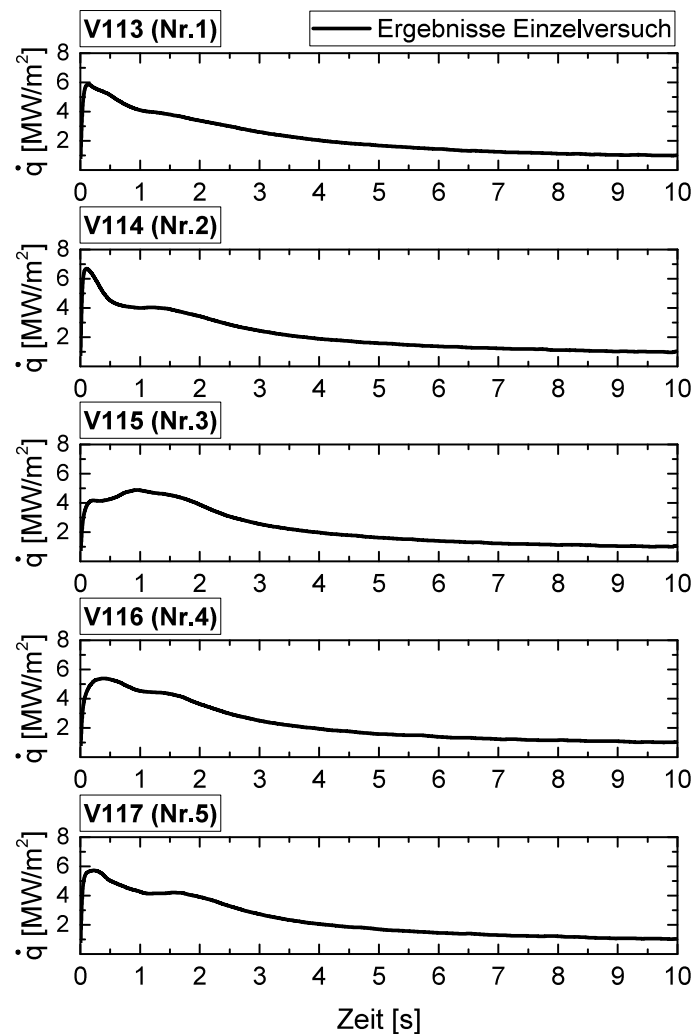
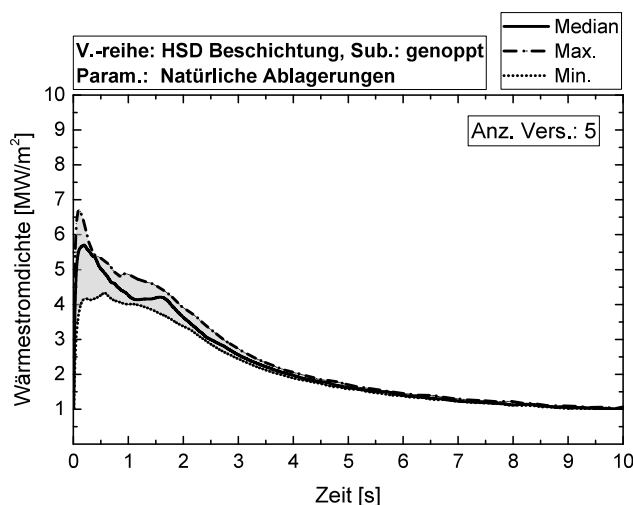
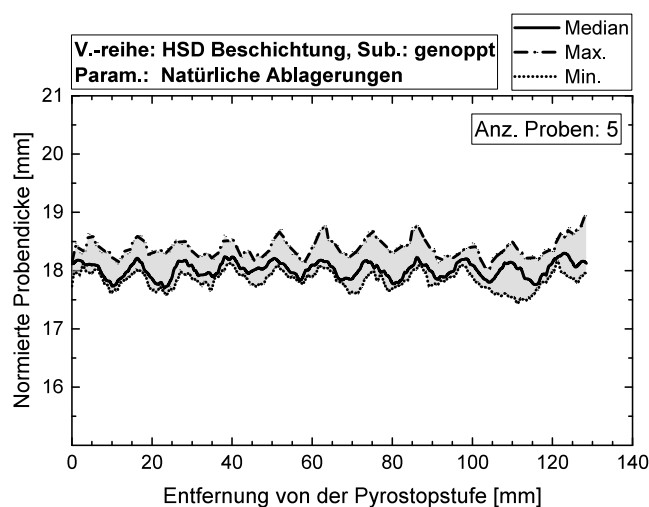


Abb. 5.13: Wärmestromdichten der Einzelversuche [V.-reihe: *HSD Beschichtung*]

Abb. 5.14: Wärmestromdichten [V.-reihe: *HSD Beschichtung*]Abb. 5.15: Norm. Probendicken [V.-reihe: *HSD Beschichtung*]

ringeren Auftreten der für die untersuchten *HSD Standard* Gussstücke typischen Aufwölbung im Bereich der Unterseitenmitte zu führen. Die statistischen Ergebnisse der in Abb. 5.15 dargestellten Dickenmessung zeigen den Rückgang der gemessenen Wölbung. Grund für diesen Rückgang könnte eine flächenbezogen einheitliche Abkühlung und die dadurch verringerten Temperaturunterschiede in den Schalenabschnitten sein.

5.3.2 Art und Auswirkungen technischer Substratbeschichtungen

Für die künstlich aufgetragenen Beschichtungen wurden zwei Materialien mit unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten gewählt. Zur Aufbringung einer Schicht mit geringer Wärmeleitfähigkeit wird die Substratoberfläche mit aufgespritzten Tonerdepartikeln versehen. Das dazu verwendete Feuerfestaerosol³ (*AlfaAesar Aluminium oxide, Aerosol Refractory Paint 40391*) trägt die Oxidteilchen in einer Aceton/Ethanol-Lösung auf die Oberfläche auf. Die Trocknung geschieht vor jedem Versuch durch Aufblasen von Warmluft (ca. 120 °C) und anschließender Evakuierung des Kessels. In allen Fällen wurde die Aluminiumsilikatfasermatte erst nach dem Beschichtungsvorgang eingebaut.

Für eine technische Beschichtung mit hoher Wärmeleitfähigkeit wird ein Kolloidgraphitspray vom Typ *Acheson DAG 2404* (Trägerstoff: Testbenzin, *White Spirit Type 1*) in einer zweiten

³ Anwendungsbereich laut Hersteller: Bis 1800 °C bei Verwendung in Luft, Vakuum oder inerte Atmosphäre; bis 1500 °C bei Vakuum in Verbindung mit Kohlenstoff.

Versuchsreihe verwendet. Vor jedem Versuch findet die Trocknung der aufgetragenen Graphitlösung durch eine Kesselevakuierung statt.

Insgesamt werden für jeden Beschichtungstyp vier Experimente durchgeführt und ausgewertet (Al_2O_3 : V129-V132, C: V133-V136). Die Reproduzierbarkeit der Schichtdicke wurde vor Versuch mithilfe eines im Randbereich des Substrats aufgelegten Kupferplättchens überprüft. Das Plättchen wurde während der Substratpräparation mitbeschichtet und der Querschnitt anschließend unter einem Lichtmikroskop mittels Kameraaufnahmen vermessen. Die Schichtdicken betrugen bei der Graphitbeschichtung $3.5 \pm 2.2 \mu m$ ($MW \pm Std. Abw.$) und bei dem Tonerdebelag $15.9 \pm 14.0 \mu m$.

In Abb. 5.16 und 5.17 sind Fotografien des Substrates vor und nach einem Heißversuch dargestellt. Bei dem mit Aluminiumoxid beschichteten Substrat sind nach dem Experiment in den dunkel gefärbten Flächenabschnitten der Beschichtungsreste Risse an den Noppenfüßen zu sehen. Im helleren gefärbten Eckgebiet (z.B. rechts unten in Abb. 5.17) hingegen ist die Beschichtung intakt. Falls die dunkle Verfärbung der Al_2O_3 -Schicht aufgrund größerer thermischer Belastungen entsteht wären Spannungsrisse am Noppenfuß aufgrund einer thermischen Expansion der Beschichtung denkbar.

Bei dem mit Graphit überzogenen Substrat konnten nach dem Guss keine Risse innerhalb der Beschichtung festgestellt werden. Die Oberfläche des Substrates zeigt bis auf zwei metallische Stellen (am Messbolzen und im angrenzenden Seitenbereich) eine durchgängig dunkle Färbung. Ob es sich bei dem Belag um die ursprüngliche Graphitschicht oder niedergeschlagene Ablagerungen handelt, konnte nicht festgestellt werden. Eine Reaktion des Graphits mit der aufgegebenen Schmelze kann durch die Gussbandfehler auf den Unterseiten (Beispielfläche: Abb. 5.18, *links*) dennoch vermutet werden. Es zeigen sich neben eingegossener Schmelzenspritzer offene Poren, die auf eine Gasentwicklung während des Schmelzkontaktes hinweisen.

Die Wirkung auf den Wärmeübergang ist je nach Beschichtungstyp unterschiedlich. Abb. 5.19 zeigt die aus den Temperaturmesswerten ermittelten Wärmestromdichten. Während die Zwischenschicht aus Graphit einen Verlauf ähnlich zu dem der natürlichen Ablagerungen (Abb. 5.14) hervorruft, weisen die Ergebnisse des tonerdebeschichteten Substrats einen hinsichtlich Form und Spannweite grundsätzlich unterschiedlichen $q(t)$ -Verlauf auf.

Verglichen mit dem Kurven der *HSD Standard* Versuche (Abb. 5.5, S. 118) weisen beide Versuchsklassen niedrigere Maximalbereiche und eine größere Spannweite auf. Ein eindeutig quantifizierbarer q_{max} -Wert ist weder für die Versuche mit Graphitüberzug noch mit Al_2O_3 -Beschichtung vorhanden. Der signifikanteste Unterschied zwischen den beiden Beschichtungen besteht in der Gleichmäßigkeit der Ergebnisse. Die Tonerdeschicht resultiert in stark fluktuieren-

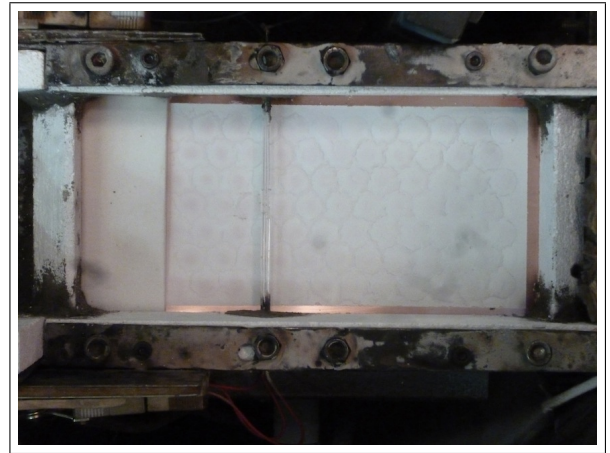
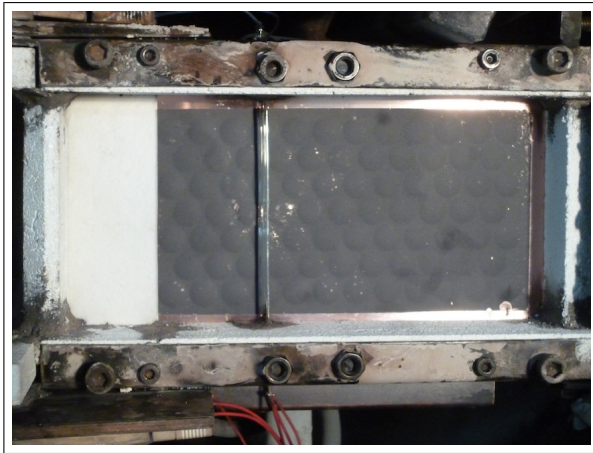


Abb. 5.16: Substratoberfläche der Beschichtungsversuche vor dem Experiment (*links: C, rechts: Al_2O_3* [V.-reihe: *HSD Beschichtung*])

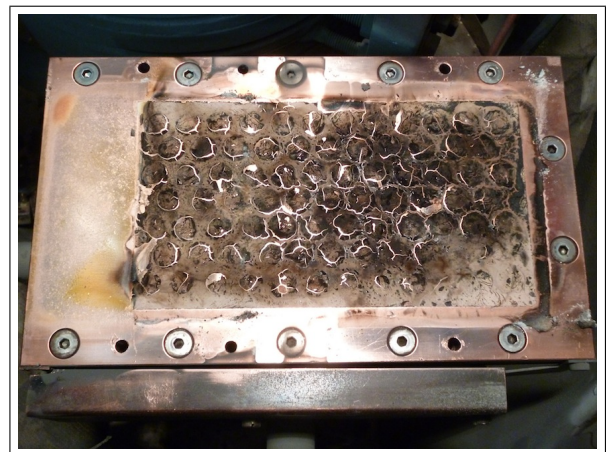
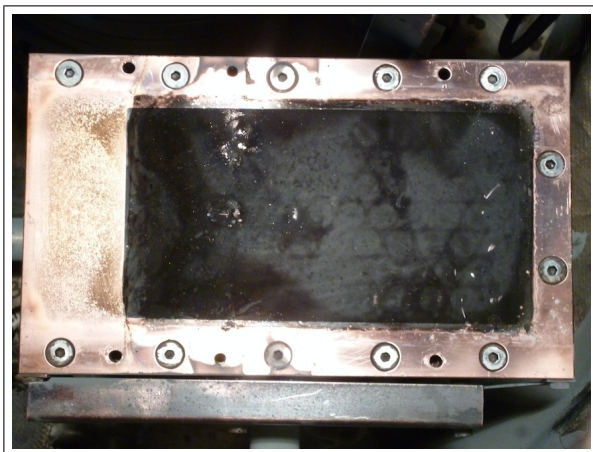


Abb. 5.17: Substratoberfläche der Beschichtungsversuche nach dem Experiment (*links: C, rechts: Al_2O_3* [V.-reihe: *HSD Beschichtung*])

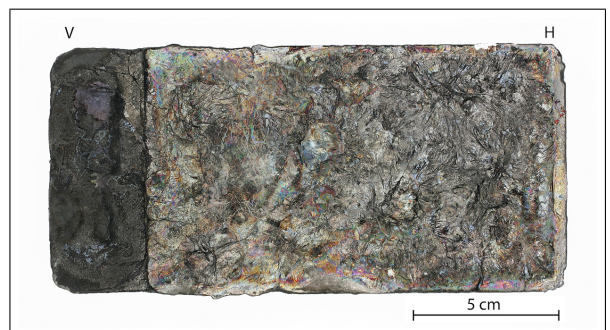
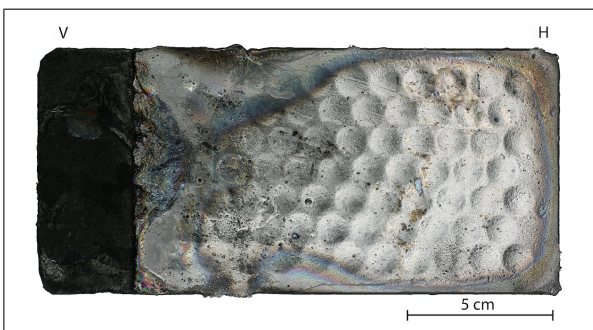


Abb. 5.18: Gussstückunterseiten (*links: Graphitbeschichtung, rechts: Tonerdebeschichtung*) [V.-reihe: *HSD Beschichtung*]

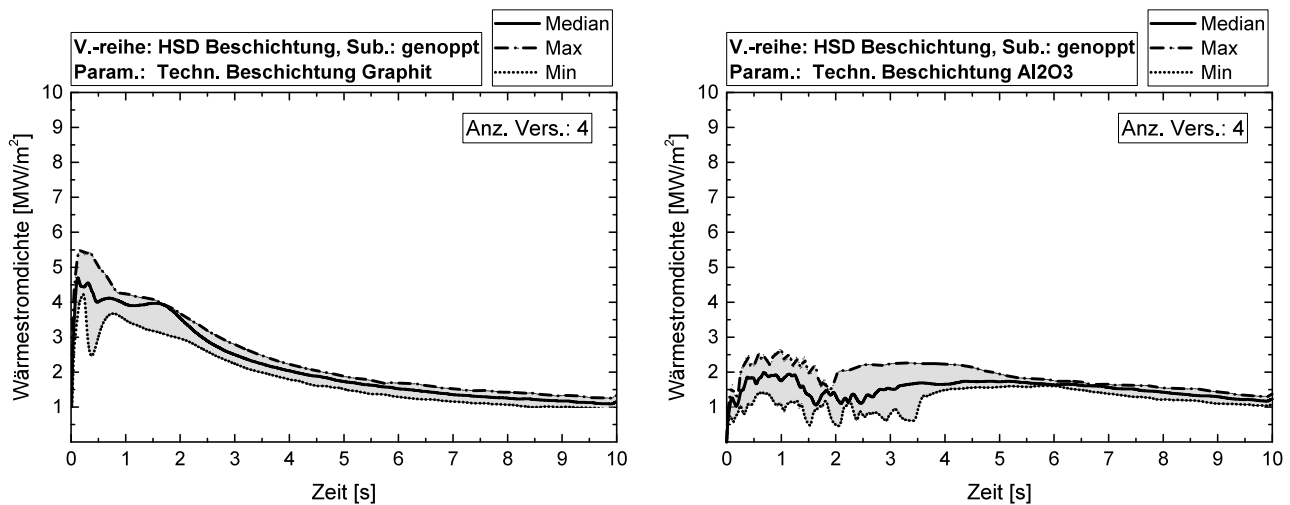


Abb. 5.19: Wärmestromdichten (*links*: Graphitbeschichtung, *rechts*: Tonerdebeschichtung) [V.-reihe: *HSD Beschichtung*]

den Wärmestromdichten. Die Ergebnisse schwanken innerhalb der ersten 3.7 Sekunden zwischen 0.5 und 2.8 MW/m² und ergeben so eine im Vergleich mit Werten nachfolgender Zeitabschnitte vergrößerte Spannweite. Die Probenunterseiten der Gussstücke zeigen eine verfärbte, aufgeraute Oberfläche, Abb. 5.18 (*rechts*). Die Eindrücke der Substratstruktur sind dabei nur ansatzweise vorhanden. Die zerklüftete Oberfläche der Gussstückunterseite besteht flächendeckend aus einer abschnittsweise aufgeworfenen, hautähnlichen Schicht. Dies legt die Vermutung nahe, dass Teile der Beschichtung bei Schmelzkontakt mit der sich bildenden Strangschale reagieren und auf der Strangschalenaußenseite Rückstände hinterlassen. Möglich wäre zum Beispiel ein Abdampfen und Reagieren restlicher Binderbestandteile. Ebenfalls denkbar wäre die Aufnahme einer komplexen oxidischen Phase, bestehend aus den in Unterabschnitt 5.3.1 beschriebenen *natürlichen Ablagerungen* und Teile der Al₂O₃-Substratbeschichtung. Die Zusammensetzung und Dicke der probenseitigen Randschicht konnte jedoch nicht überprüft werden.

Während der Erstarrung verändern die Substratbeschichtungen die Abkühlbedingungen und beeinflussen somit die Erstarrungs- und Umwandlungsvorgänge im Gussstück. Aufgrund der verschiedenartigen Verläufe der Wärmestromdichten sind daher Unterschiede in den Messdaten der Längsschnitte zu erwarten. Die Ergebnisse der Laservermessung sind in Abb. 5.20 dargestellt. Während die Graphitbeschichtung ähnlich zu den zuvor beschriebenen, natürlichen Ablagerungen eine Vergleichmäßigung der Längsschnitte hervorruft und sich hemmend auf die bei den Versuchen unter Standardbedingungen gemessene Mittenverwerfung auswirkt, werden bei der

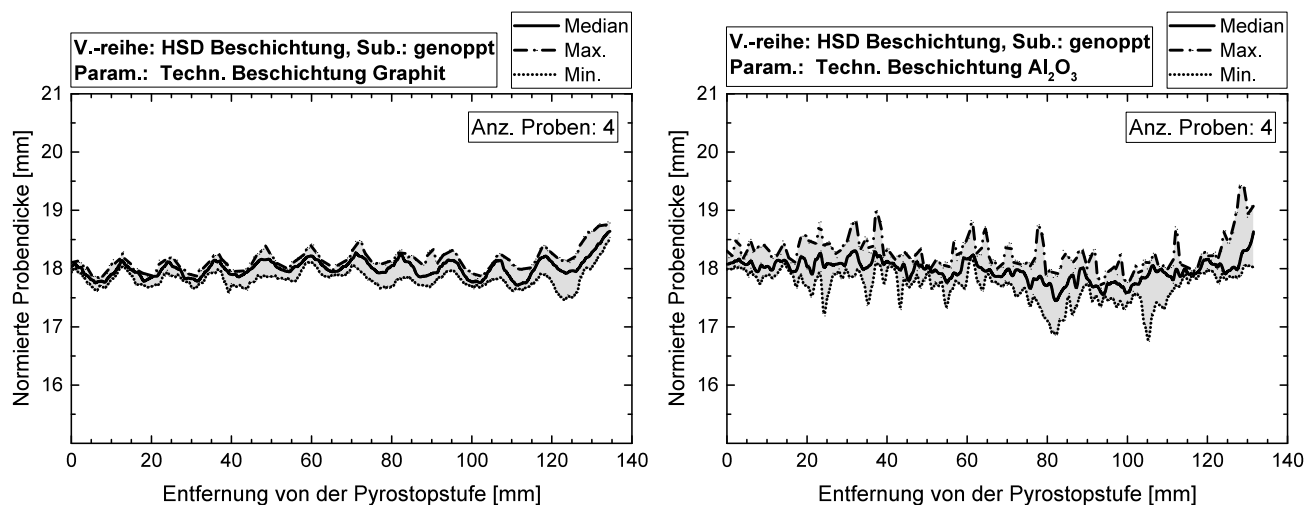


Abb. 5.20: Norm. Probendicken (*links*: Graphitbeschichtung, *rechts*: Tonerdebeschichtung) [V.-reihe: *HSD Beschichtung*]

Al₂O₃-Beschichtung erwartungsgemäß sehr ungleichmäßige Längssprofile gemessen, Abb. 5.20 (*rechts*). Die geringfügigen Fluktuationen resultieren dabei aus den für die Laser schwierig zu erfassenden, hautähnlichen Aufwerfungen auf der Gussstückunterseite. Verglichen mit den *HSD Standard* Versuchen ist jedoch auch bei dieser Beschichtung ein Rückgang der langwelligen Verwerfung zu erkennen. Aufgrund der möglicherweise spröden und im Walzprozess problematischen Schicht auf der Gussstückunterseite scheint eine Anwendung der tonerdebasierten Beschichtung für den realen Prozess nicht zielführend. Eine Graphitschicht hingegen kann als Casterbandbeschichtung zu einer Verbesserung der Gussstücklängsschnitte verwendet werden. Wie in im linken Diagramm von Abb. 5.20 zu sehen ist, verbessert sich die Reproduzierbarkeit der Probendicken durch Anwendung einer Zwischenschicht aus Graphit.

5.4 Einfluss der *Atmosphäre*

Ein gegenüber der Casterbandstrukturierung vergleichsweise einfach zu variierender Parameter des Horizontalbandgusses ist die Verwendung unterschiedlicher Gase zur Einstellung der Atmosphäre im Gießspalt. Die Hauptaufgabe des eingeleiteten Gases ist die Vermeidung einer Oxidation der Schmelze. Kommt es im Aufgabesystem oder dem Gießspalt zur Bildung von Oxidhäuten, verschlechtern sich die Fließeigenschaften des aufgegebenen Schmelzstromes. Die Folgen können Gußbandfehler in Form von Klebern, ungleichmäßig ausgefüllten Kantenberei-

chen oder durch selektive Oxidation hervorgerufenen Oberflächenrisse sein [30, 95]. Auch auf der Strangoberseite führt eine unzureichende Inertisierung zu einer Verschlechterung der Oberflächenqualität [15]. Untersuchungen wie die von Yu et al. [113] zeigen zudem einen starken Einfluss des Sauerstoffpartialdrucks auf den Wärmeübergang zwischen Schmelze und Kokille. Bei der Clausthaler Technikumsanlage werden im Aufgabe- und Casterbereich abschnittsweise die Prozessgase Ar-H₂ (Rinne und Casterbandzuführung), Ar (Argonrechen, Haubenabschnitt der Rührer sowie im Übergangsbereich Caster/Treiber) und Ar-CO₂ (Haubenabschnitt nach den Rührern) verwendet. Um die Wirkung verschiedener Gase auf die Strangqualität zu untersuchen, wurde im Rahmen der Versuchsreihe *HSD Atmosphäre* die Erstarrung unter Varigon[®]⁴ H6⁵ (V123-V127) sowie dem zu Argon alternativ verwendeten Inertisierungsgas Helium 4.6 (V70, V71, V110-V112) im Labormaßstab untersucht. Da in der Fachliteratur nur wenige Versuche mit reduzierender Atmosphäre dokumentiert sind, sollen die Ar-H₂-Versuche Beiträge zur Wirkung eines wasserstoffhaltigen Gasgemisches auf die Wärmeübertragung geben. Zusätzlich wurden drei Abgüsse unter Grobvakuum durchgeführt (V120-V122), um den Einfluss des zwischen Schmelze und Substrat eingeschlossenen Gases auf die Erstarrung beurteilen zu können.

Die Ergebnisse der Wärmestromdichten in den unterschiedlichen Atmosphären sind in Abb. 5.21 dargestellt. Es zeigen sich sowohl quantitative als auch qualitative Unterschiede. Den gleichmäßigsten, \bar{q} -Verlauf zeigen die Versuchsschmelzen in Helium, Abb. 5.21 (*links*). Sowohl die Medianwerte als auch die Spannweite verlaufen überwiegend nach dem für die Wärmestromdichte ideal typischen Verlauf (Abb. 2.10, S. 23). Der maximal gemessene Spitzenwert ist mit 9.95 MW/m² vergleichbar mit den q_{max} -Werten der Versuchsreihe *Gießdicke* (Abschnitt 5.2: 9.88 MW/m²). Gegenüber den unter Argon vergossenen *HSD Standard* Schmelzen zeigt sich für Helium jedoch eine deutliche vergrößerte Spannweite.

Abgüsse in Ar-H₂-Atmosphäre zeigen zwar im Vergleich mit Helium weniger monoton verlaufende Medianwerte, besitzen aber die geringste mittlere Spannweite aller Versuchsreihen der vorliegenden Arbeit. Die Wärmestromdichten stimmen bei den fünf durchgeführten Versuchen mit sehr gutem Überdeckungsgrad überein. Die unmittelbar nach Schmelzkontakt gemessenen Maximalwerte liegen dabei etwas unter den Ergebnissen der Versuche unter Standardbedingungen.

Die Wärmestromdichten der unter Grobvakuum vergossenen Schmelzen im rechten Teilbild von Abb. 5.21 zeigen hingegen bei allen drei durchgeführten Experimenten einen ungleichmäßigen

⁴ Varigon[®] ist eingetragener Markenname der *Linde AG*; Produkt wird im Folgenden als Varigon bezeichnet.

⁵ Varigon H6: 6.5% H₂, Rest Ar

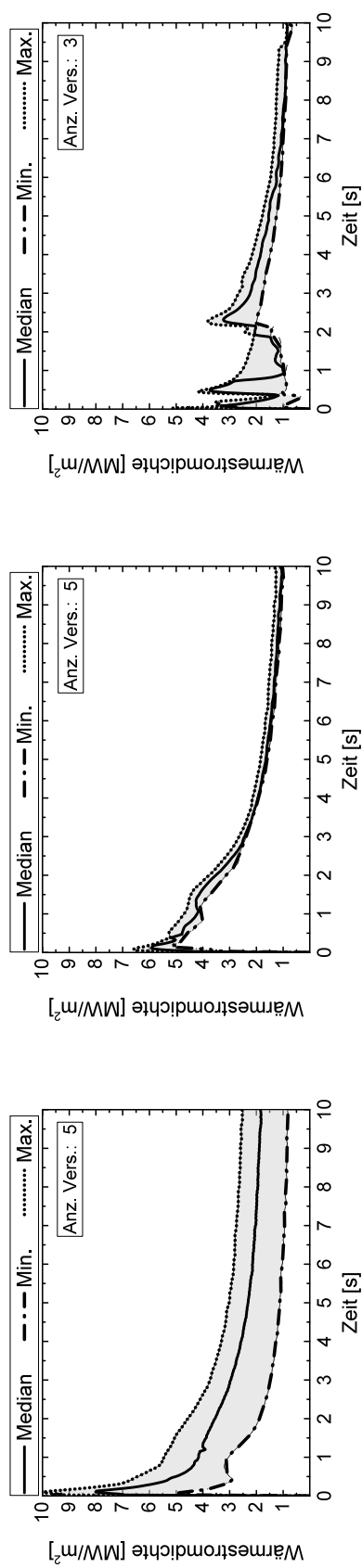


Abb. 5.21: Wärmestromdichten (Atmosphären v.l.n.r.: Helium, Ar-H₂, Grobvakuum) [V.-reihe: *HSD Atmosphäre*]

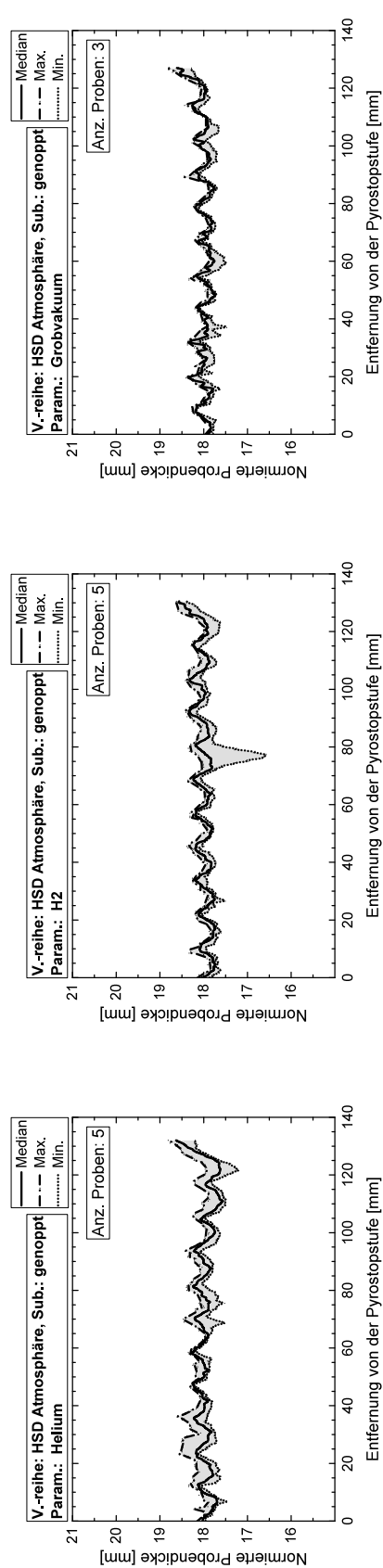


Abb. 5.22: Norm. Probendicken (Atmosphären v.l.n.r.: Helium, Ar-H₂, Grobvakuum) [V.-reihe: *HSD Atmosphäre*]

Verlauf. Erst nach der Bildung eines dritten lokalen Maximalwertes klingt die Wärmestromdichte monoton bis auf 0.87 MW/m^2 ab. Die Spannweite ist im volatilen Anfangsbereich groß und sinkt erst nach dem dritten Spitzenwert mit abnehmenden Medianwerten. Der Verlauf der ermittelten Wärmestromdichten ist unter allen durchgeführten Parametereinstellungen dieser Versuchsreihe am ungleichmäßigsten, während die vergrößerte Spannweite auf eine Verschlechterung der Reproduzierbarkeit der Abkühlbedingungen hinweist. Die gemessenen Wärmestromdichten im Grobvakuum liegen deutlich unter denjenigen des Standardversuchs in Argon sowie der beiden anderen Atmosphären. Eine längerzeitige Aufrechterhaltung hoher Wärmeströme durch die Noppe aufgrund des Wegfalls der Gaskonvektion als Übertragungsmechanismus und einer damit einhergehenden Abnahme der Kühlwirkung konnte indes nicht beobachtet werden. Eine Erklärung für die niedrigeren Wärmestromdichten könnten das während des Abgusses unter Grobvakuum beobachtete Aufkochen der Schmelze bei Kupferkontakt sowie die geringeren Gussstückdicken (15.0 mm im Mittel gegenüber 19 mm unter Argon) sein.

Spuren von Kochreaktionen beim Vergießen der HSD-Schmelzen unter Grobvakuum sind auch auf den Unterseiten der Gussstücke zu erkennen, Abb. 5.23 (*rechts*). Neben einer gegenüber den anderen Gussstücken veränderten Oberflächenverfärbung sind zahlreiche Poren, Spritzer (eingegossene, runde Partikel) sowie Oberflächenrisse zu sehen. Am Messpunkt scheint es durch die Druckdifferenz zwischen Kesselraum und dem Kühlwasserkasten unter dem Substrat zu einem Austritt von Wasser gekommen zu sein (vgl. auch rechtes Teilbild von Abb. 5.24). Es kann davon ausgegangen werden, dass der dadurch entstandene Wasserdampf die Kontaktverhältnisse verschlechtert und somit den Wärmeübergang verringert hat.

Die Gussstückunterseiten der Versuche unter Varigon zeigen im Bereich zwischen Pyrostopmatte und Tauchelementmessung eine insbesondere an den Außenkanten aufgeraute und rissige Oberfläche. Eine Abgrenzung von dunklen Randzonen zu dem grauen Mittenbereich in der hinteren Hälfte des Gussstücks erinnert an Probenunterseiten der Versuchsreihe *Gießdicke* (Abb. 5.6). Wie bei den Proben des Parameters *Grobvakuum* sind auch bei einem Vergießen unter Argon-Wasserstoff vereinzelte, eingegossene Spritzerrückstände zu sehen, wobei während des Abgusses keine Unregelmäßigkeiten bei Schmelzaufgabe festgestellt werden konnten. Interessanterweise zeigen die Aufnahmen der ungereinigten Substrate bei den Ar-H₂-Versuchen eine schwarze Ablagerungsschicht, die sich trotz reduzierenden Umgebungsbedingungen in Deckkraft und Haftung nicht merklich von der des Parameters *HSD Standard* (Abschnitt 5.1) oder den *natürlichen Ablagerungen* (Unterabschnitt 5.3.1) unterscheidet. Bei allen fünf Versuchen sind in Gießrichtung verlaufende, linienförmige Laufmarken auf den Substratoberflächen zu se-

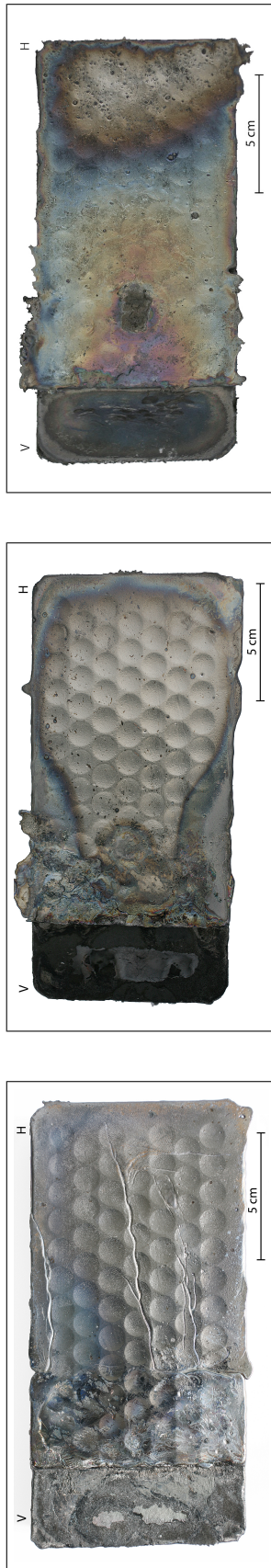


Abb. 5.23: Aufnahmen der Gussstückunterseiten (Atmosphären v.l.n.r.: Helium, Ar-H₂, Grobvakuum) [V.-reihe: *HSD Atmo-sphäre*]

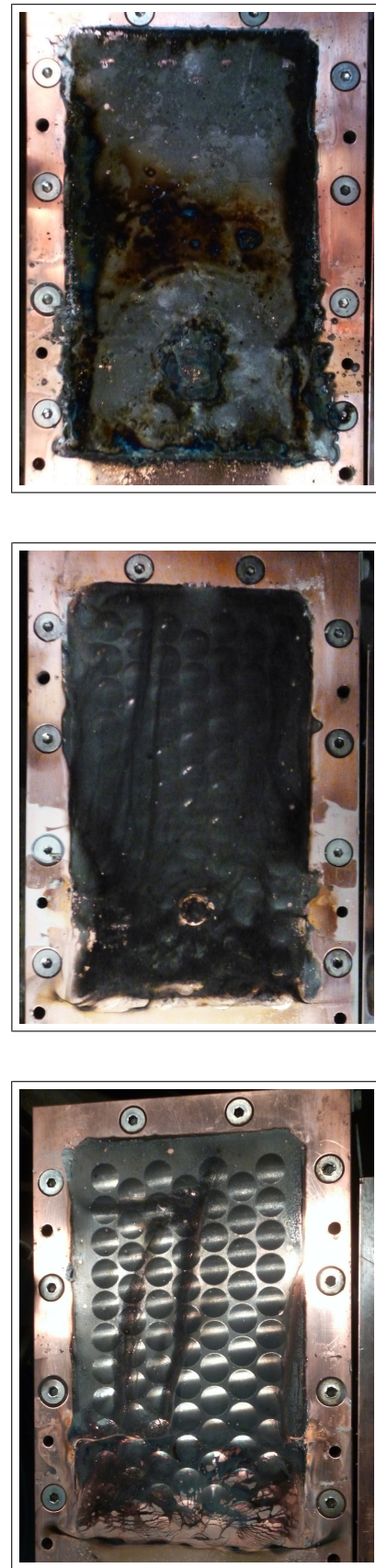


Abb. 5.24: Fotos der ungereinigten Substratflächen (Atmosphäre v.l.n.r.: Helium, Ar-H₂, Grobvakuum) [V.-reihe: *HSD At-mosphäre*]

hen, während die Gussstückunterseiten in diesen Bereichen keine Defekte aufweisen. Durch den bei den vorausgegangenen Grobvakuumversuche entstandenen Schaden an der instrumentierten Noppe ist bei den Experimenten in Ar-H₂-Atmosphäre noch die nicht behobene Undichtigkeit am Noppenfuß zu sehen (siehe z.B. graue Färbung der Gussstückunterseite im Bereich der Messnoppe, Abb. 5.23, *rechts*). Es ist daher möglich, dass austretender Wasserdampf die Ergebnisse auch bei diesen Experimenten beeinflusst haben könnte.

Anders als die Gussstücke der zwei zuvor beschriebenen Atmosphären sind die Probenunterseiten der Versuche in Heliumatmosphäre glänzend und nur gering verfärbt. Die Noppen der Substratstruktur sind in ihrer Form im Bereich der Probenmitte gut abgebildet und nehmen in ihrer Eindringtiefe zu den Seitenflächen hin ab. Die Unterseite der Gussstücke ist anders als bei den restlichen Proben dieser Versuchsreihe von großen, in Gießrichtung verlaufenden Linien durchzogen, die an die Marken der Reineisenproben (vgl. z.B. oberes Teilbild von Abb. 4.14, S. 112) erinnern, in ihrem Ausmaß jedoch deutlich größer sind. Spritzereinschlüsse kommen hingegen wie bei den anderen Versuchsreihen nur vereinzelt vor. Das ungereinigte Substrat eines Versuchs unter Heliumatmosphäre (Abb. 5.24, *links*) zeigt eine glatte und an manchen Stellen transparent erscheinende Ablagerungsschicht, die zudem in ihrer Farbe verglichen mit den Substratflächen der Standardversuche unter Argon merklich heller wirkt. Zudem stellt sich bei einem Abgleich der Gussstückunterseite mit der Substratfläche heraus, dass im Aufprallpunkt der Schmelze nach der Pyrostopmatte Teile der Substratablagerung scheinbar an der Probenoberfläche haften bzw. von dieser aufgenommen wurden (vgl. gesprenkelte, blau erscheinende Teilbereiche auf der Gussstückunterseite mit den ungeschwärzten Noppenbereichen des Substrats nach der Pyrostopstufe).

Die Ergebnisse der Dickenmessung in Abb. 5.22 (S. 133) zeigen mögliche Verbesserungspotenziale für das Horizontalbandgießen hinsichtlich besserer Gussstückprofile. Für Proben, die in einer Heliumatmosphäre vergossen wurden, wirkt sich die großen Spannweite negativ auf die gemessenen Längsschnitte aus. Eine Vergleichmäßigung der Probendicken ist bei den durchgeführten Versuchen nicht zu beobachten. Im Gegensatz dazu bewirkt die reduzierende Argon-Wasserstoff Atmosphäre eine messbare Vereinheitlichung der Probenlängsschnitte. Verglichen mit den Ergebnissen der *HSD Standard* Proben (Abb. 5.5, *rechts* auf S. 118) ist mit der Ausnahme eines Oberflächenrisses auf der Oberseite einer Probe (Einbruch bei 78 mm) eine signifikante Verbesserung festzustellen. Die Messwerte aller fünf Probenlängsschnitte zeigen neben einer sehr guten Übereinstimmung innerhalb der Messstrecke auch eine Vermeidung der mittigen Aufwölbung sowie ein gute Abbildung der Noppenstruktur.

Die im rechten Teilbild von Abb. 5.22 dargestellten Ergebnisse der Versuche unter Grobvakuum zeigen trotz ungleichmäßiger Wärmestromdichten eine gute Reproduzierbarkeit der Gussstückquerschnitte. Die Spannweite der Dickenmessung ist angesichts der Schwierigkeiten beim Vergießen (Kochen, Spritzer, Verbärungen auf der Probenoberseite in den Seitenbereichen) bemerkenswert gering. Auch bei dieser Parametereinstellung wird keine mittlere Aufwölbung wie bei den *HSD Standard* Versuchen gemessen. Die Gussstücke scheinen flach auf der Substratoberfläche aufzuliegen und gleichmäßig durchzuerstarren. Dennoch kann davon ausgegangen werden, dass ein Warmwalzen der Proben in erster Hitze angesichts der zahlreichen Gießdefekte (Rissen, oberflächennahe Poren, schlechte Kantenqualität etc.) zu schweren Bandfehlern führen würde. Aufgrund prozess- und anlagentechnischer Gegebenheiten ist eine Anwendung dieser Gießatmosphäre bei den derzeit betriebenen Horizontalbandgießanlagen jedoch ohnehin nicht realisierbar.

6 Diskussion der Methodik

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen sollen als Grundlage einer weiterführenden Optimierung des Horizontalbandgießens dienen. In zukünftigen Untersuchungen könnten Aufbau und Durchführung der Versuche weiterentwickelt werden.

Folgende Änderungen werden auf Grundlage des gegenwärtigen Kenntnisstandes vorgeschlagen:

Experimentalaufbau

- *Tauchelementmessung*: Ursprünglich für eine direkte Verknüpfung der Wärmestromdichten im Substrat und Gussstück gedacht, musste die Messung aufgrund von Schwierigkeiten bei der Kalibration und seitens mangelnder Lagestabilität der Messstelle verworfen werden (siehe Unterabschnitt 3.5.3). Eine Korrelation der Wärmestromdichten hätte jedoch angesichts der Schwierigkeiten beim Messen der Casterbandtemperatur an realen Anlagen durch die wesentlich einfacher zu realisierende Temperaturermittlung im Gussband experimentelle Vorteile. Dazu sind eine verbesserte Lagestabilität der eingegossenen Thermoelemente sowie deren Kalibrierung notwendig.
 - *Aufbau Substratmessung*: Zwischen den Messperlen der Thermoelemente und dem Bohrgrund des Messbolzens im Substrat kam es beim verwendeten Experimentalaufbau gelegentlich zum Kontaktverlust. Um das Problem zu umgehen, sollte der Kontakt zwischen Messschenkel und Substratmaterial über einen mechanisch stabilen Stoffschluss erfolgen. Denkbar wäre ein Verschmelzen der Schenkel mit dem Kupfermaterial am Bohrgrund. Mit einem solchen Sensor wäre eine in Unterabschnitt 3.2.2 beschriebene *semi-intrinsische Messung* mit vorherigem Abgleich nach konventioneller Messweise möglich.
 - *Erweiterte Substratmessung*: Die Instrumentierung einer Messnuppe liefert lokale Wärmestromdichten im Bereich der dauerhaften Auflagepunkte an den Noppenkuppen. Der Effekt eines Kontaktverlustes zwischen Substrat und Strangschale, wie er zwischen den Noppen vermutet wird, kann nur indirekt durch die Aufrechterhaltung höherer Temperaturdifferenzen im Messbolzen und das dadurch resultierende, langsamere Abklingen
-

der Wärmestromdichte nach Erreichen des Maximums belegt werden. Um eine sensitivere Messung zu erreichen, bietet sich eine zweite Messstelle im Noppental zwischen der instrumentierten und einer benachbarten Noppe an. Da der Gasspalt den primäre Wärmewiderstand in der Grenzfläche darstellt, wäre bei einer Gasspaltbildung ein abrupter Abfall der Temperaturmesswerte dieses Sensors zu erwarten.

- *Volumenstromregelung*: Der Volumenstrom der Schmelzenaufgabe wurde manuell über die die Kippgeschwindigkeit des Tiegels gesteuert. Die Abgusszeiten betrugen bei Standardschmelzenmenge ca. 2.7 bis 5.2 s, bei der Versuchsreihe *Gießdicke* zwischen 4.4 und 8.8 s. Versuche mit einem gezielt langsameren Abgießvorgang ergaben zwar keine ausgeprägte Veränderung der Temperaturmesswerte, jedoch ist trotzdem davon auszugehen, dass feine Unterschiede in der Erstarrung durch unterschiedlich schnell nachfließende Frischschmelze sowie veränderten Strömungsbedingungen entstehen können. Um reproduzierbare Bedingungen der Schmelzaufgabe zu gewährleisten, sollte daher eine Volumenstromregelung (z.B. in Form eines definierten Schmelzfilmquerschnitts des Aufgabestroms oder durch eine Automatisierung der Tiegelkippbewegung) implementiert werden.
 - *Substratvariabilität*: Die Herstellung der verwendeten Substrate mit verschiedenen Strukturierungen ist aufwendig und die verwendeten Kupferplatten geben bzgl. Abmaße und Werkstoff nicht die tatsächlichen Bedingungen der DSC-Anlage wieder. Für die Untersuchung verschiedener Strukturierungen unter prozessnäheren Bedingungen würde sich eine Verwendung realer Casterbandabschnitte anbieten. Die entsprechende konstruktive Anpassung des Unterbaus mit stationären Stützrollen sowie einer vakuumfesten Abdichtung ist bei dem verwendeten Versuchsaufbau prinzipiell möglich.
 - *Substratkühlung*: Die derzeitige Kühlung ist dem Aufbau und den geometrischen Maßen der Technikumsanlage nachempfunden. Aufgrund der hohen Kühlleistung wird die Wärme schnell durch die Kupferplatte in das Kühlwasser überführt. Aufgrund des schnellen Temperatúrausgleichs ist daher die Dauer des q -Ausfalls klein. Mit kleineren Temperaturdifferenzen im Substrat sinkt die Zuverlässigkeit der Messergebnisse durch den Einfluss des Messfehlers der Thermoelemente. Mögliche Anomalien des Wärmestroms während dieses Abschnittes können durch die fehlende Sensibilität der Sensoren nicht erfasst werden. Eine gleichmäßigere und an der Intensität des Wärmestroms ausgerichtete Kühlung (z.B. durch eine einstellbare Fließkühlung) könnten eine manuelle Spreizung des q -Ausfalls ermöglichen und damit zu detaillierteren Ergebnissen führen.
-

Auswertung

- *Gefüge*: Im Gefüge manifestiert sich die Temperaturentwicklung während der Erstarrung und Abkühlung. In der vorliegenden Arbeit konnten an den Gussstücken keine Gefügaufnahmen erstellt werden, sodass die aufgrund experimenteller Befunde naheliegenden Vermutungen in Kap. 4 und 5 nicht metallografisch belegt werden können. Um die Entwicklung der Kontaktqualität, die daraus resultierende Abkühlbedingungen und die während der Erstarrung auftretenden Vorgänge in der Strangschale mit den berechneten Wärmestromdichten verknüpfen zu können, sind daher metallografische Aufnahmen von Probenschliffen unumgänglich.
- *Probenlängsschnitte*: Die verwendete Lasermessung stellt eine schnelle und effiziente Vermessung großflächiger Probenabschnitte dar. Durch die Rasterung lassen sich sowohl in x- als auch y-Richtung die Schrittweiten variabel einstellen. Nachteilig an dem Aufbau ist die für Messungen dieser Art unzureichende Genauigkeit der Laser sowie die durch Vibrationen hervorgerufenen Schwankungen der Messergebnisse. Die Nachbearbeitung der Messdaten ist aufgrund des händischen Einrichtens der Probenfixierung zur Einstellung der Probenausrichtung in x-, y- und z-Richtung aufwendig. Eine Vermessung mittels optischer 3D-Photomesstechnik oder vibrationsärmeren Lasermesssysteme mit fest definierter Probenaufnahme würde viele der potenziellen Fehlerquellen eliminieren.
- *Unterseitentopografie*: Die Vermessung der Unterseiten mittels optischer 3D-Photomesstechnik wurde nur für wenige Proben der genoppten Substratversuche durchgeführt. Die Auswertung erweist sich aufgrund der Formänderungen der Proben (z.B. durch Schrumpfungen während der Abkühlung) bei den Versuchsreihen mit genopptem Substrat als schwierig, da die negativen Noppeneindrücke auf den Gussstückunterseiten nach Abkühlung nicht mit der Substratstruktur übereinstimmen. Sinnvoll wäre eventuell die Ermittlung eines Amplitudenspektrums der Struktur der Probenunterseite mit anschließender Entfernung der Amplitude der Noppeneindrücke. Mit dem Berechnen des Amplitudenspektrums könnte anschließend eine zeitliche Einordnung der Verwerfungsentstehung versucht werden (Eventuelle Bestätigung der Hypothese: *Feinere Verwerfungen entstehen in frühen Erstarrungsabschnitten bei dünner Strangschale, längerwellige Verwerfungen erst nach fortschreitender Erstarrung bei einer dickeren Strangschale*).

Alternativ zu der optischen Messung wäre zur Ermittlung der Oberflächenstruktur eine tasterbasierte Messungen mit einer an der Probengeometrie ausgerichteten Messstre-

cke sinnvoll. Ein dafür verwendetes Profilometer müsste jedoch neben dem großflächigen X/Y-Messbereich auch den durch Noppeneindrücke hervorgerufenen Höhenunterschiede erfassen können.

7 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurde für das Horizontalbandgießen der Einfluss verschiedener Prozessparameter auf den Wärmeübergang zwischen Schmelze und Kühlwasser experimentell untersucht. In Vorarbeiten wurde an der Technikumsanlage durch Modifikation der Casterbandauflage ein möglicher Zusammenhang zwischen den Abkühlbedingungen im vorderen Bereich der Gießmaschine und der Geometrie des Gussbandes festgestellt. Die daraus entwickelte Arbeitsthese, dass ein gleichmäßiger Wärmestrom einheitliche Gussbandquerschnitte begünstigt, konnte im Rahmen dieser Arbeit bestätigt werden.

Der verwendete Experimentalaufbau bildet den Abschnitt der Schmelzenaufgabe unter Berücksichtigung wesentlicher Maße der Technikumsanlage in einem Vakuuminduktionsofen nach. Die Schmelze wird über ein Zuführsystem auf eine mit Thermoelementen instrumentierte Kupferplatte gegossen und erstarrt unter *quasi-eindimensionaler* Wärmeabgabe. Für eine Messung der durch das Substrat tretenden Wärmeströme wurde eine eigene Messtechnik mit modifizierten Thermoelementen entwickelt. Die sowohl konventionell als auch semi-intrinsisch verwendbaren Sensoren ermöglichen durch eine schnelle Abtastrate (10 kHz) die Erfassung transientscher Temperaturschwankungen in der Kupferplatte. Aus den gemessenen Temperaturen wurden die Wärmestromdichten und somit die Veränderung der Abkühlbedingungen ermittelt. Die Untersuchungen wurden sowohl an niedriglegierten Stählen (Versuchsreihe *C-Stahl*) als auch an einer hochmanganhaltigen Legierung (*HSD-Stahl*) durchgeführt. Letztere stellt aufgrund der an die Gießbedingungen gekoppelten Anforderungen (z.B. gute Inertisierung, Gießen ohne Gießpulver, erhöhte Heißrissempfindlichkeit) eine für das Horizontalbandgießverfahren prädestinierte Güte dar. Insgesamt wurden neben dem Effekt des Kohlenstoffgehaltes bei den niedriglegierten Versuchsschmelzen der Einfluss von vier Gießparametern auf den Wärmeübergang und die Probenlängsschnitte bei den hochlegierten Schmelzen (*HSD-Stahl*) untersucht: *Substratstruktur*, *Gießdicke*, *Substratbeschichtung* und *Atmosphäre*.

Die Versuchsreihe *C-Stahl* umfasst 38 Experimente mit kohlenstofflegierten Güten in einem Analysespektrum von 0.007 bis 0.235 Gew.-% C. Um den Einfluss der Substratstruktur zu be-

stimmen, fand bei dieser Versuchsreihe die Erstarrung sowohl auf einem glatten als auch auf einem strukturierten Substrat statt. In der Literatur ist der Einfluss kleiner Strukturen (*mikroskopische Gestaltsabweichungen*) auf den Wärmeübergang durch zahlreiche Untersuchungen dokumentiert. Der Effekt größerer Strukturelemente (*makroskopische Gestaltsabweichungen*) wie z.B. großflächiger Noppen oder Sicken wurde hingegen bisher kaum erforscht. Aus diesem Grund beschäftigt sich die vorliegende Arbeit mit der Wirkung einer makroskopischen Noppenstruktur auf den Wärmeübergang.

Im Fall des glatten Substrats zeigen sich signifikante Unterschiede im Abkühlverhalten sowohl innerhalb der einzelnen Kohlenstoffklassen als auch zwischen deren Abstufungen. Die Gussstückunterseiten weisen dabei je nach Kohlenstoffgehalt in Größe und Häufigkeit variierende Schalendeformationen auf, die mitunter zu Gussbandfehlern wie Blutern oder Unterlaufungen führen. Insbesondere reineisenähnliche Schmelzen ergeben stark fehlerbehaftete Gussstückunterseiten. Die Ergebnisse der Wärmestromdichten bestätigen dabei entsprechend der Arbeitshypothese die optischen Beobachtungen. Weiterhin konnte ein Zusammenhang zwischen dem Verlauf der Wärmestromdichten und der Gleichmäßigkeit der mittels Laser ermittelten Gussstückquerschnitte aufgezeigt werden.

Die Verwendung einer Substratstrukturierung reduziert sowohl die Häufigkeit als auch die Ausprägung umwandlungsbedingter Unterseitendefekte signifikant. Der aus der Literatur bekannte Einbruch der Wärmestromdichten bei Güten mit peritektischen Kohlenstoffgehalten wurde durch die Verwendung eines makroskopisch strukturierten Substrats gedämpft. Die in dieser Arbeit untersuchte Substratstruktur hat sowohl auf die Wärmestromdichten als auch die Gussstücklängsschnitte eine vergleichmäßigende Wirkung.

Die mit HSD-Schmelzen durchgeführten Versuche umfassen 37 Experimente auf einem strukturierten Substrat. Die Versuchsreihen ergaben folgende Ergebnisse:

- *Standardbedingungen*: Versuche unter Argonatmosphäre ergaben Gussstücke mit im Vergleich der Versuchsreihe *C-Stähle* gleichmäßigeren Längsschnitten. Die Proben zeigen eine großflächige, mittige Ausbauchung ohne signifikante, äußerlich sichtbare Gussbandfehler. Die Wärmestromdichten zeigen einen gleichmäßigen Verlauf mit geringer Streuung.
 - *Gießdicke*: Eine Vergrößerung der Gussstückdicke führt zu einem Anstieg der Wärmestromdichten bei gleichzeitiger Zunahme der Streuung der Messwerte. Auch die Reproduzierbarkeit der Probenlängsschnitte verschlechtert sich gegenüber den Versuchen unter Standardbedingungen. Negativ auf die Probenlängsschnitte wirkt sich vor allem die grö-
-

ßere Materialschwindung auf der Probenoberseite aus.

- *Substratbeschichtung*: Zunächst wurden fünf sukzessive Versuche ohne zwischenzeitliche Entfernung der natürlichen Ablagerungen auf dem Substrat durchgeführt. Die sich bildende Zwischenschicht, deren Herkunft nicht zweifelsfrei geklärt werden konnte, hat einen messbaren und vermutlich signifikanten Einfluss auf die Abkühlbedingungen. Eine deutliche Verbesserung der Längsschnitte konnte durch die Ablagerungen indes nicht festgestellt werden. Des Weiteren wurde das Substrat mit einer wahlweise aus Graphit oder Tonerde bestehenden *technischen Beschichtung* versehen. Die optischen, thermischen und geometrischen Ergebnisse fallen dabei je nach Beschichtungstyp unterschiedlich aus. Während die Kohlenstoffbeschichtung zu leicht verbesserten Gussstückprofilen führt, scheint die Al_2O_3 -Beschichtung bei Schmelzkontakt instabil zu sein, sodass sowohl die Wärmestromdichten als auch die Gussstückunterseiten ungleichmäßiger werden. Eine praktische Anwendung dieser Beschichtung beim horizontalen Bandgießen scheint daher unwahrscheinlich.
- *Atmosphäre*: In den Atmosphären Helium, Argon-Wasserstoff und Grobvakuum bilden sich stark voneinander abweichende Gussstückunterseiten und Wärmestromdichten. Helium führt zu dem gleichmäßigsten Medianverlauf in zeitlicher Abfolge, jedoch auch zur größten Streuung der Wärmestromdichten in Wiederholungsexperimenten mit hochmanganhaltigen Schmelzen. Im Gegensatz dazu zeigen die Experimente unter reduzierender Atmosphäre (Argon-Wasserstoff) den bei dieser Arbeit reproduzierbarsten Wärmeübergang zwischen Schmelze und Kühlwasser. Im Grobvakuum hingegen sind die Verläufe der Wärmestromdichte sowohl in zeitlicher als auch statistischer Hinsicht am ungleichmäßigsten.

Für das Horizontalbandgießen ergeben sich durch die Laborversuche folgende praktische Schlussfolgerungen:

- Die Verwendung und Optimierung – eventuell gütenpezifischer – makroskopisch strukturierter Casterbänder stellt eine Verbesserung der geometrischen Gussbandqualität in Aussicht.
 - Ein Gießen unter reduzierender Atmosphäre wirkt sich vergleichmäßigend auf den Wärmeübergang und somit auf die Erstarrung der hochmanganhaltigen Güte aus.
-

- Die durch eine Graphitbeschichtung hervorgerufene Dämpfung des Wärmeübergangs kann bei hochmanganhaltigen Schmelzen zu einer Reduzierung der anfänglichen Wärmestromdichten führen. Möglichkeiten einer Verbesserung der Schichtstabilität zur Vermeidung von Unterseitendefekten (z.B. Poren, Anklebungen) müssen weiter untersucht werden.

Mit Blick auf etwaige zukünftige Arbeiten werden Änderungsvorschläge am Versuchsaufbau und -durchführung aufgezeigt. Auch wenn die vorliegende Arbeit erste Zusammenhänge und Effekte anwendungsorientierter Parametervariationen zeigen konnte, stehen grundlegende Nachweise der Befunde (z.B. durch metallografische Untersuchungen) teilweise noch aus. Des Weiteren bedürfen die im Labormaßstab ermittelten Ergebnisse einer praktischen Verifizierung an einer Horizontalbandgießanlage.

8 Anhang

8.1 Versuchsspezifikationen

Tab. 8.1: Versuchszuordnung *C-Stahl*

Parameter	Einstellung	Substrattyp	
		<i>glatt</i>	<i>genoppt</i>
C-Gehalt	0 Gew.-%	V55, V81-V84	V96-V101
	0.05 Gew.-%	V44, V58	
	0.1 Gew.-%	V45, V47, V50, V53, V54, V59-V60	V72-V75, V77-V79
	0.15 Gew.-%	V48, V49, V56, V57	
	0.2 Gew.-%	V62-V64, V85-V89	V90-V95

Tab. 8.2: Versuchszuordnung *HSD-Stahl*

Parameter	Einstellung	Substrattyp	
		<i>glatt</i>	<i>genoppt</i>
Strukturierung	Standard	V65, V66, V67	V68, V69, V107, V109, V128
Atmosphäre	Helium	V70, V71, V110-V112	
	$Ar - H_2$		V123-V127
	Großvakuum		V120-V122
Gießdicke	30 mm		V102-V106
Beschichtung	Nat. Belag		V113-V117
	Tonerde		V129-V132
	Graphit		V133-V136

Tab. 8.3: *C-Stahl*: Spezifikationen und Kennwerte der durchgeführten Experimente, Teil 1

V.-Nr.	Versuchsreihe		Fit	Zusammensetzung [Gew.-%]						ϑ_{Abguss} [°C]	m_{Probe} [kg]
	Substrat	Parameter	Einstellung	C	Al	Si	Mn	P	S		
V44	glatt	C-Gehalt	0.05 Gew.-%	0.067	0.002	0.036	0.039	0.008	0.013	1650	
V45			0.1 Gew.-%	0.089	0.047	0.009	0.046	0.006	0.012	1650	
V46			0 Gew.-%	0.011	0.001	0.001	0.050	0.008	0.011	1652	
V47			0.15 Gew.-%	0.119	0.032	0.003	0.045	0.009	0.010	1644	
V48			0.2 Gew.-%	0.160	0.040	0.009	0.069	0.007	0.012	1642	
V49			0.2 Gew.-%	0.165	0.043	0.006	0.063	0.008	0.006	1642	
V50			0.1 Gew.-%	0.100	0.042	0.012	0.067	0.006	0.009	1640	
V53			0.1 Gew.-%	0.104	0.036	0.018	0.064	0.006	0.004	1640	
V54			0.1 Gew.-%	0.094	0.042	0.024	0.067	0.006	0.001	1640	
V55			0 Gew.-%	0.015	0.062	0.019	0.064	0.004	0.001	1650	
V56			0.15 Gew.-%	0.161	0.093	0.027	0.074	0.008	0.001	1644	
V57			0.15 Gew.-%	0.149	0.047	0.024	0.068	0.005	0.001	1644	
V58			0.05 Gew.-%	0.059	0.040	0.014	0.043	0.005	0.002	1650	
V59			0.1 Gew.-%	0.103	0.045	0.008	0.035	0.005	0.001	1640	
V60			0.1 Gew.-%	0.101	0.048	0.007	0.034	0.005	0.001	1640	
V61			0.1 Gew.-%	0.102	0.053	0.007	0.034	0.006	0.001	1640	
V62			0.2 Gew.-%	0.228	0.046	0.010	0.034	0.005	0.001	1642	2.15
V63			0.2 Gew.-%	0.232	0.051	0.009	0.034	0.006	0.001	1642	
V64			0.2 Gew.-%	0.235	0.045	0.009	0.035	0.006	0.002	1642	2.15
V72	genoppt	C-Gehalt	0.1 Gew.-%	0.094	0.038	0.009	0.139	0.005	0.002	1640	2.04
V73			0.1 Gew.-%	0.098	0.039	0.009	0.052	0.006	0.002	1640	2.19
V74			0.1 Gew.-%	0.101	0.043	0.007	0.047	0.012	0.001	1640	2.28
V75			0.1 Gew.-%	0.101	0.042	0.009	0.041	0.005	0.001	1640	2.26
V77			0.1 Gew.-%	0.098	0.025	0.007	0.033	0.004	0.002	1640	2.30
V78			0.1 Gew.-%	0.097	0.035	0.007	0.034	0.006	0.001	1640	2.07
V79			0.1 Gew.-%	0.107	0.039	0.007	0.034	0.005	0.004	1640	2.24

Tab. 8.4: *C-Stahl*: Spezifikationen und Kennwerte der durchgeführten Experimente, Teil 2

V.-Nr.	Versuchsreihe			Fit	Zusammensetzung [Gew.-%]						ϑ_{Abguss} [°C]	m_{Probe} [kg]
	Substrat	Parameter	Einstellung		C	Al	Si	Mn	P	S		
V80	glatt	C-Gehalt	0 Gew.-%	C	0.020	0.031	0.008	0.033	0.006	0.003	1650	2.06
V81			0 Gew.-%	C	0.003	0.026	0.007	0.033	0.005	0.003	1650	2.18
V82			0 Gew.-%	B	0.035	0.038	0.008	0.034	0.006	0.004	1650	2.04
V83			0 Gew.-%	C	0.019	0.041	0.013	0.047	0.005	0.004	1650	1.50
V84			0 Gew.-%	B	0.009	0.038	0.008	0.033	0.006	0.001	1650	1.64
V85			0.2 Gew.-%	B	0.197	0.043	0.012	0.034	0.007	0.003	1642	2.18
V86			0.2 Gew.-%	B	0.214	0.043	0.019	0.042	0.006	0.002	1642	1.94
V87			0.2 Gew.-%	C	0.200	0.044	0.018	0.043	0.005	0.003	1645	2.22
V88			0.2 Gew.-%	B	0.184	0.038	0.013	0.039	0.008	0.003	1642	2.11
V89			0.2 Gew.-%	B	0.199	0.039	0.022	0.045	0.007	0.003	1642	2.12
V90	genoppt	C-Gehalt	0.2 Gew.-%	B	0.200	0.042	0.019	0.044	0.007	0.004	1644	2.12
V91			0.2 Gew.-%	A	0.199	0.045	0.024	0.051	0.006	0.002	1639	2.27
V92			0.2 Gew.-%	B	0.203	0.043	0.012	0.034	0.010	0.005	1643	2.24
V93			0.2 Gew.-%	B	0.185	0.041	0.011	0.033	0.013	0.003	1644	1.98
V94			0.2 Gew.-%	A	0.188	0.042	0.011	0.033	0.010	0.003	1640	2.32
V95			0.2 Gew.-%	B	0.198	0.044	0.010	0.033	0.009	0.002	1643	2.16
V96			0 Gew.-%	B	0.003	0.006	0.010	0.031	0.011	0.004	1651	2.06
V97			0 Gew.-%	A	0.007	0.035	0.011	0.032	0.011	0.002	1651	2.04
V98			0 Gew.-%	B	0.008	0.037	0.011	0.033	0.010	0.003	1647	2.24
V99			0 Gew.-%	A	0.013	0.040	0.012	0.033	0.008	0.004	1649	2.08
V100			0 Gew.-%	B	0.005	0.035	0.010	0.033	0.008	0.003	1648	2.22
V101			0 Gew.-%	B	0.007	0.006	0.007	0.030	0.010	0.003	1495	2.10

Tab. 8.5: *HSD-Stahl*: Spezifikationen und Kennwerte der durchgeführten Experimente, Teil 1

V.-Nr.	Versuchsreihe			Fit	Zusammensetzung [Gew.-%]							ϑ_{Abguss} [°C]	m_{Probe} [kg]
	Substrat	Parameter	Einstellung		C	Al	Si	Mn	Cr	P	S		
V65	glatt	Struktur	Standard	A	0.686	2.47	2.42	14.60		0.0090	0.002	1493	2.21
V66	glatt	Struktur	Standard	A	0.591	2.40	2.39	15.00	0.312	0.0058	0.003	1498	2.22
V67	glatt	Struktur	Standard	B	0.574	2.40	2.40	15.00	0.317	0.0054	0.002	1493	2.24
V68	genoppt	Struktur	Standard	A	0.584	2.40	2.38	14.90	0.306	0.0079	0.003	1493	2.16
V69	genoppt	Struktur	Standard	A	0.614	2.41	2.38	14.80	0.307	0.0068	0.003	1493	2.25
V70	genoppt	Atmos.	Helium	B	0.607	2.43	2.39	14.80	0.306	0.0064	0.003	1493	2.04
V71	genoppt	Atmos.	Helium	A	0.567	2.47	2.36	14.70	0.307	0.0069	0.002	1493	1.28
V102	genoppt	Gießdicke	30 mm	B	0.780	2.51	2.37	15.04	0.088	0.0056	0.022	1495	2.58
V103	genoppt	Gießdicke	30 mm	B	0.759	2.60	2.46	14.92	0.088	0.0064	0.018	1495	3.10
V104	genoppt	Gießdicke	30 mm	A	0.763	2.58	2.34	15.04	0.089	0.0059	0.021	1495	3.07
V105	genoppt	Gießdicke	30 mm	A	0.774	2.55	2.38	14.99	0.090	0.0060	0.024	1495	3.44
V106	genoppt	Gießdicke	30 mm	A	0.716	2.58	2.39	14.92	0.093	0.0060	0.028	1495	3.28
V107	genoppt	Struktur	Standard	A	0.784	2.54	2.40	15.01	0.091	0.0051	0.033	1495	2.18
V108	genoppt	Struktur	Standard	A	0.809	2.54	2.40	14.66	0.092	0.0066	0.033	1496	2.01
V109	genoppt	Struktur	Standard	A	0.845	2.56	2.37	14.62	0.091	0.0068	0.038	1495	2.05
V110	genoppt	Atmos.	Helium	A	0.793	2.59	2.40	14.68	0.091	0.0060	0.035	1494	2.03
V111	genoppt	Atmos.	Helium	B	0.790	2.56	2.39	14.77	0.091	0.0073	0.033	1496	2.22
V112	genoppt	Atmos.	Helium	A	0.789	2.56	2.40	14.87	0.090	0.0076	0.027	1498	1.85
V113	genoppt	Beschicht.	Nat.Belag	A	0.806	2.57	2.32	14.83	0.090	0.0051	0.023	1497	1.99
V114	genoppt	Beschicht.	Nat.Belag	A	0.780	2.55	2.29	14.81	0.090	0.0053	0.022	1499	1.95
V115	genoppt	Beschicht.	Nat.Belag	B	0.794	2.50	2.38	14.46	0.091	0.0051	0.016	1498	2.08
V116	genoppt	Beschicht.	Nat.Belag	B	0.810	2.48	2.40	14.62	0.095	0.0051	0.025	1499	2.03
V117	genoppt	Beschicht.	Nat.Belag	A	0.786	2.51	2.35	14.63	0.095	0.0051	0.028	1496	2.15

Tab. 8.6: *HSD-Stahl*: Spezifikationen und Kennwerte der durchgeführten Experimente, Teil 2

V.-Nr.	Versuchsreihe			Fit	Zusammensetzung [Gew.-%]								ϑ_{Abguss} [°C]	m_{Probe} [kg]
	Substrat	Parameter	Einstellung		C	Al	Si	Mn	Cr	P	S			
V120	genoppt	Atmos.	Vakuum	B	0.795	2.51	2.44	14.34	0.086	0.0053	0.011	1494	1.64	
V121	genoppt	Atmos.	Vakuum	A	0.804	2.44	2.46	14.35	0.087	0.0055	0.019	1495	1.74	
V122	genoppt	Atmos.	Vakuum	A	0.806	2.46	2.37	14.22	0.087	0.0058	0.017	1495	1.72	
V123	genoppt	Atmos.	Ar-H ₂	A	0.832	2.42	2.57	14.37	0.086	0.0058	0.017	1496	2.09	
V124	genoppt	Atmos.	Ar-H ₂	A	0.885	2.61	2.42	14.60	0.085	0.0056	0.019	1496	2.04	
V125	genoppt	Atmos.	Ar-H ₂	A	0.787	2.58	2.41	14.44	0.084	0.0050	0.017	1496	2.09	
V126	genoppt	Atmos.	Ar-H ₂	A	0.808	2.58	2.42	14.63	0.084	0.0053	0.017	1498	2.04	
V127	genoppt	Atmos.	Ar-H ₂	A	0.798	2.61	2.44	14.90	0.084	0.0048	0.018	1498	2.06	
V128	genoppt	Struktur	Standard	A	0.795	2.91	2.55	14.77	0.014	0.0049	0.025	1496	1.97	
V129	genoppt	Beschicht.	Tonerde	A	0.733	2.44	2.45	14.88	0.019	0.0052	0.022	1497	2.04	
V130	genoppt	Beschicht.	Tonerde	A	0.827	2.51	2.45	14.83	0.084	0.0050	0.020	1496	1.97	
V131	genoppt	Beschicht.	Tonerde	A	0.638	2.32	2.46	14.91	0.030	0.0049	0.024	1495	2.10	
V132	genoppt	Beschicht.	Tonerde	A	0.652	2.32	2.46	15.00	0.027	0.0049	0.020	1496	1.96	
V133	genoppt	Beschicht.	Graphit	A	0.641	2.21	2.11	13.01	0.030	0.0049	0.022	1496	2.06	
V134	genoppt	Beschicht.	Graphit	A	0.625	2.42	2.47	15.10	0.030	0.0051	0.021	1495	1.91	
V135	genoppt	Beschicht.	Graphit	A	0.625	2.48	2.46	15.00	0.030	0.0048	0.023	1497	1.89	
V136	genoppt	Beschicht.	Graphit	A	0.637	2.42	2.49	15.08	0.030	0.0048	0.022	1497	2.01	

Tab. 8.7: Messstellenposition der Tauchelemente vor und nach dem Versuch: *C-Stahl*, alle Werte in mm

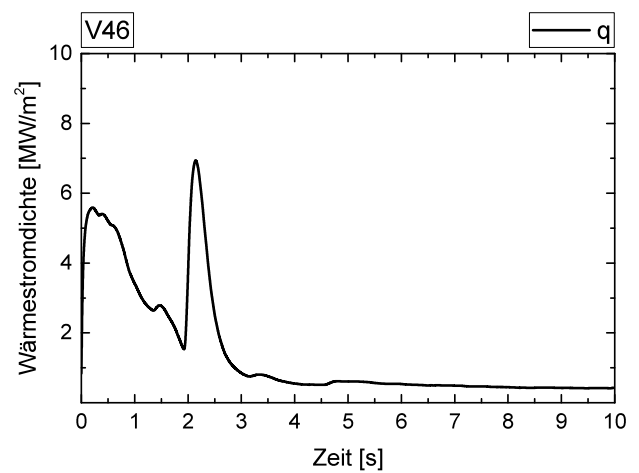
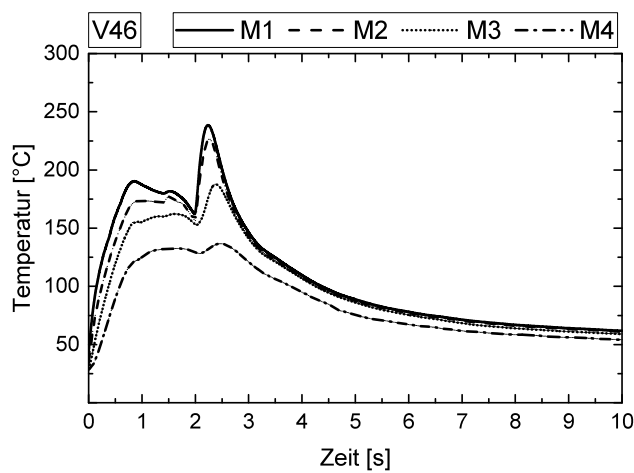
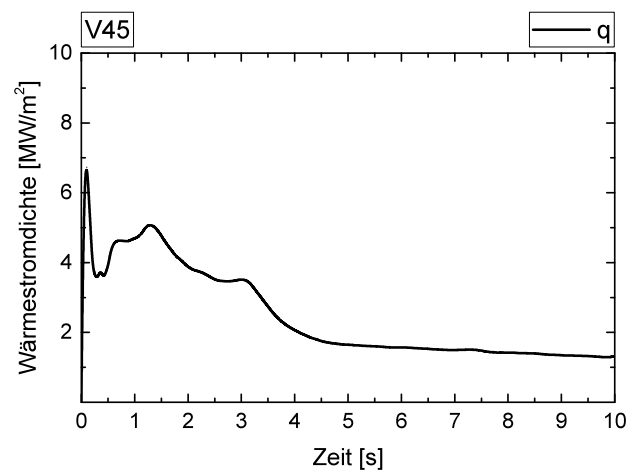
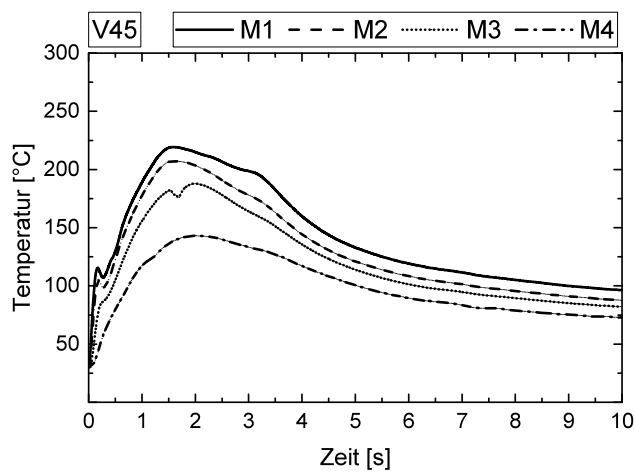
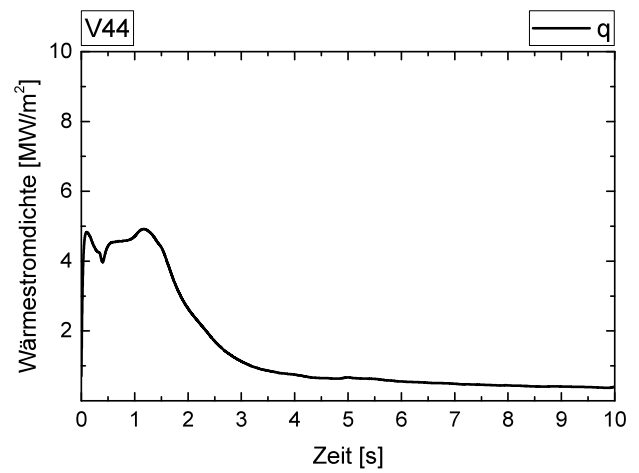
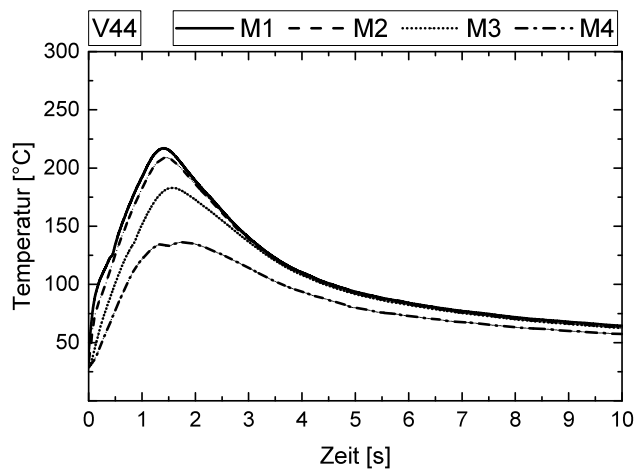
V-Nr.	vorher			nachher		
	Z_{S1}	Z_{S2}	Z_{S3}	Z_{S1}	Z_{S2}	Z_{S3}
V44	3.2	7.1	11.1	5.9	9.9	13.8
V45	2.3	6.3	10.3	3.6	9.2	14.1
V46	2.7	6.7	10.7	4.4	7.9 ¹	12.4
V47	3.7	7.8	11.8	5.0	10.5	13.8
V48	1.7	5.5	9.5	1.0	9.0	13.5
V49	2.7	6.7	10.7	4.9	10.5	15.0
V50	3.2	7.2	11.0	4.6	9.2	13.2
V53	3.1	7.1	10.9	5.3	10.0	13.2
V54	2.4	6.2	10.0	3.7	9.2	13.2
V55	1.5	5.5	9.5	1.7	7.6	12.4
V56	3.3	7.1	11.1	5.0	10.0	14.0
V57	2.2	6.2	10.2	3.5	8.0	13.5
V58	2.6	6.5	10.6	3.5	8.9	14.4
V59	2.4	6.3	10.2	4.1	8.5	13.5
V60	2.6	6.5	10.4	4.2	8.8	13.6
V61	3.0	6.9	10.8	4.6	9.3	13.7
V62	2.4	6.3	10.2	5.0	8.9	13.1
V63	3.1	7.0	10.9	3.9	8.4	13.6
V64	3.0	6.9	10.8	3.8	9.8	14.2
V72	2.5	6.5	10.5			
V73	2.2	6.2	10.2			
V74	2.0	6.0	10.0			
V75	2.9	6.9	10.8			
V77	2.6	6.5	10.4			
V78	2.1	6.3	10.2			
V79	2.7	6.7	10.7			
V80	3.1	7.1	11.1	4.7	9.2 ¹	13.5
V81	4.2	8.1	12.0	8.2	11.5	13.6
V82	3.0	6.9	10.8	8.6	11.0	13.7
V83	3.0	6.9	10.7	4.3	10.3	13.7
V84	3.1	7.1	11.1	3.7	9.9	14.3
V85	2.8	6.6	10.4	4.0	9.5	14.0
V86	3.0	6.9	10.8	4.2	10.0	14.2
V87	3.0	6.9	10.8	4.4	10.0	14.6
V88	3.0	6.9	10.8	5.6	10.7	14.5
V89	3.3	7.2	11.0	5.2	11.2	15.1
V90	2.0	6.1	10.0			
V91	2.9	6.9	10.7			
V92	2.8	6.8	10.6			
V93	2.4	6.3	10.2			
V94	2.3	6.4	10.3			
V95	2.3	6.1	9.9			
V96	2.3	6.2	10.1			
V97	2.0	5.9	9.8			
V98	2.2	6.2	10.2			
V99	2.2	6.2	10.2			
V100	2.1	6.1	10.0			
V101	3.0	6.9	10.9			

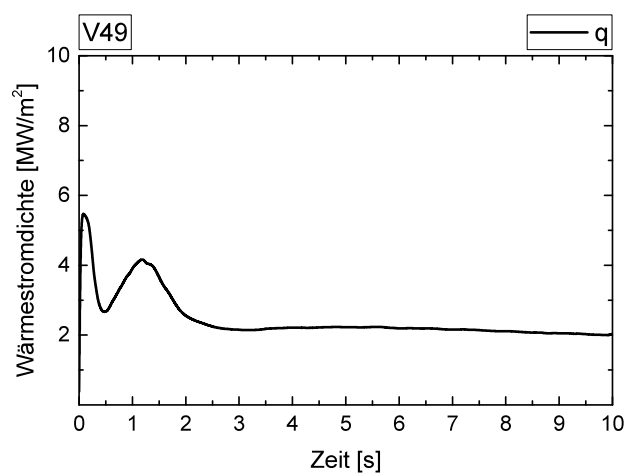
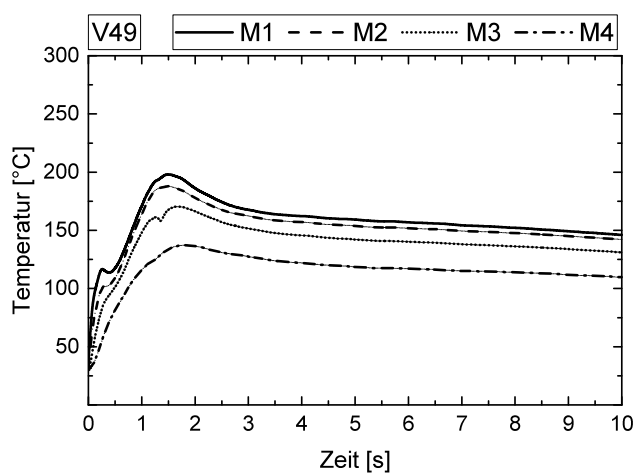
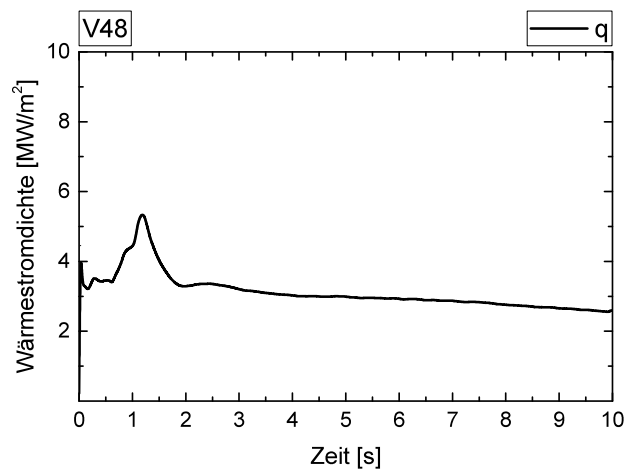
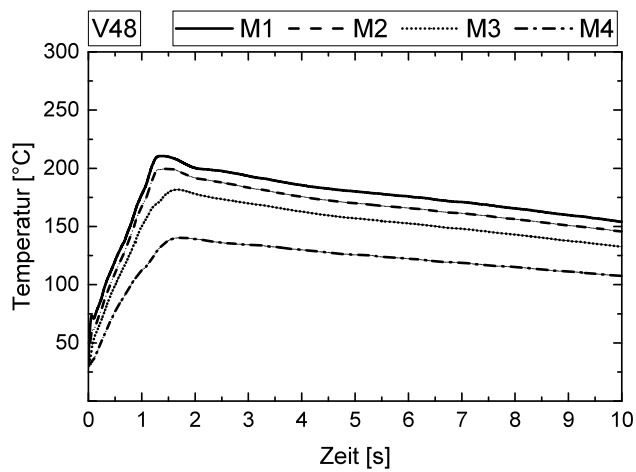
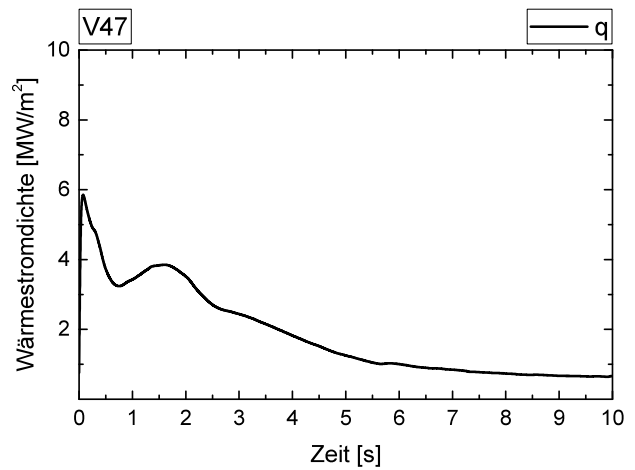
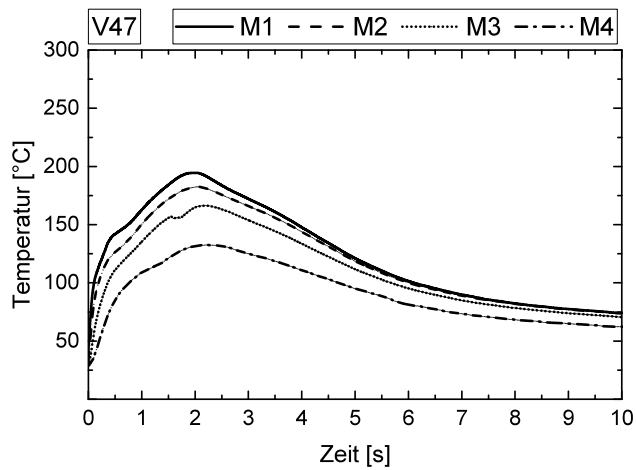
¹ Lunker zwischen den Messstellen von S2 und S3

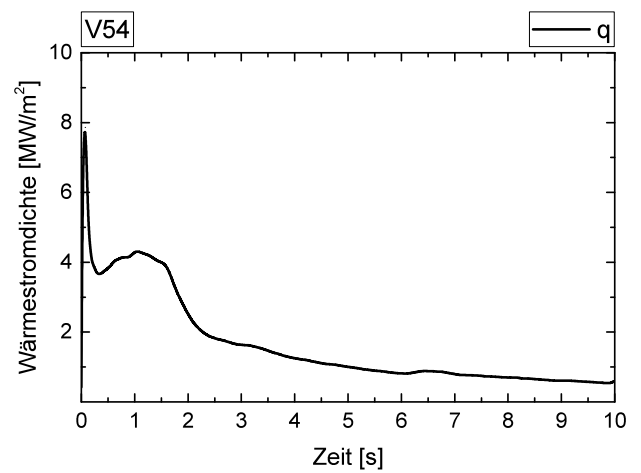
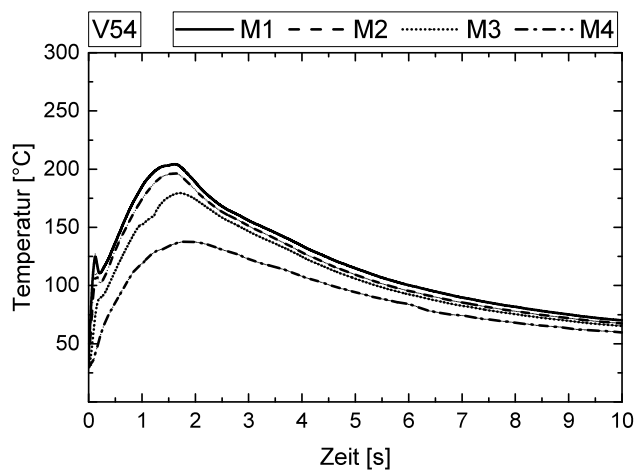
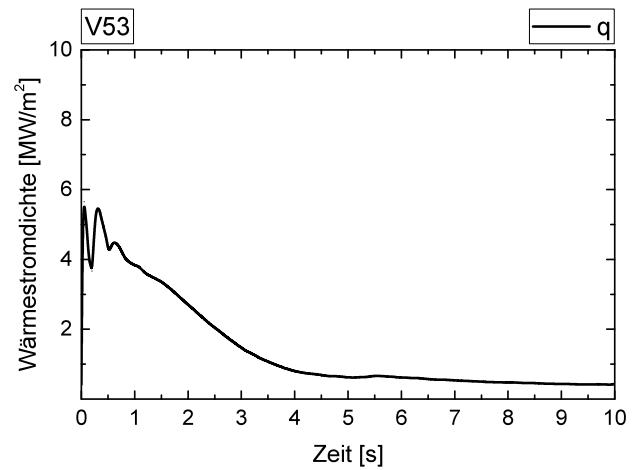
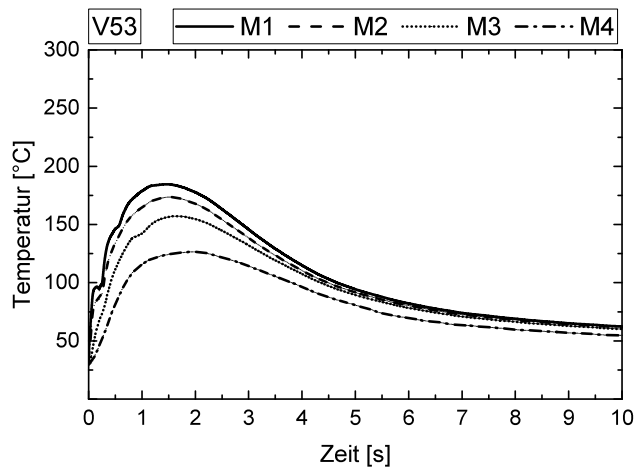
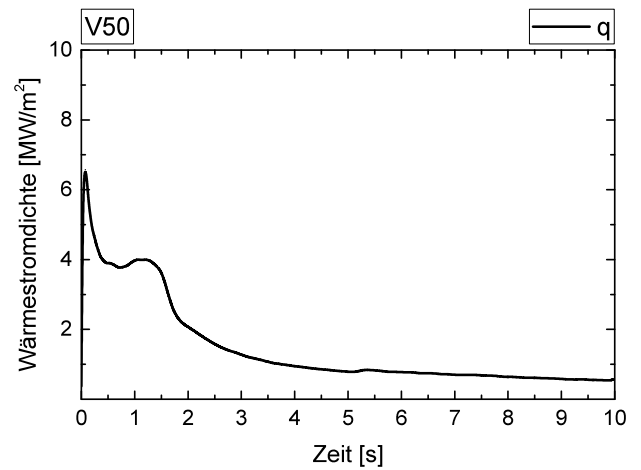
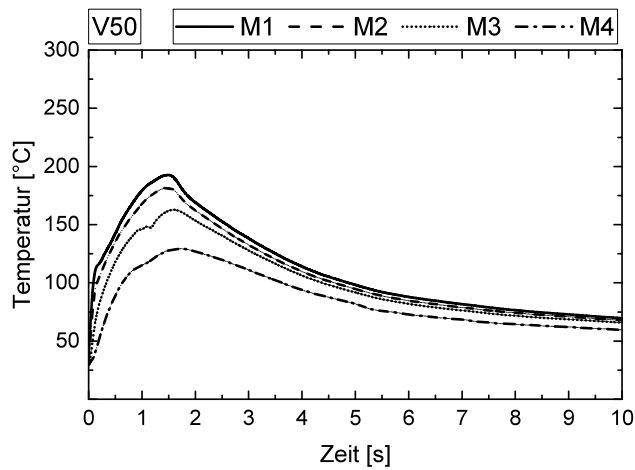
Tab. 8.8: Messstellenposition der Tauchelemente vor und nach dem Versuch: *HSD-Stahl*, alle Werte in mm

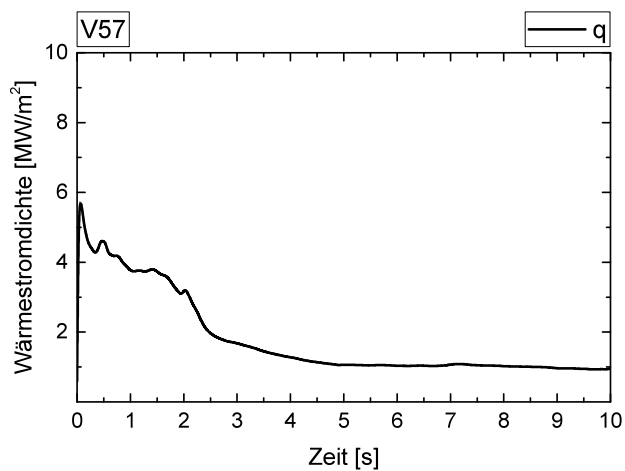
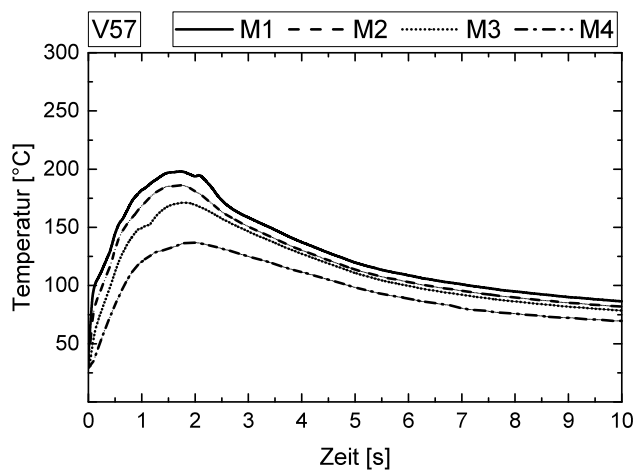
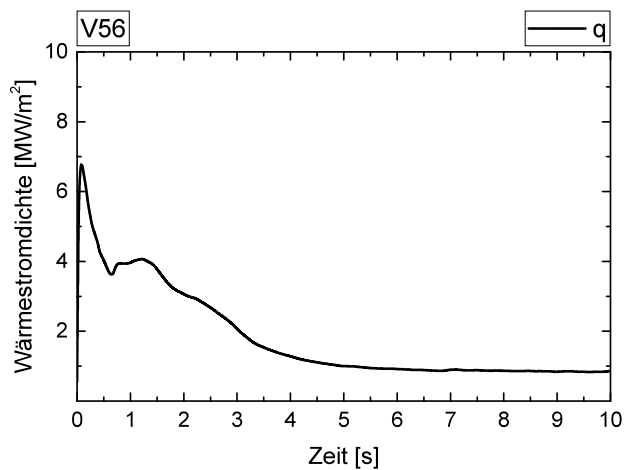
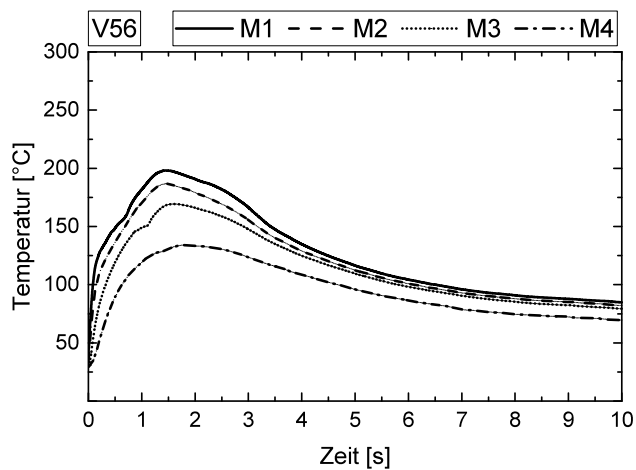
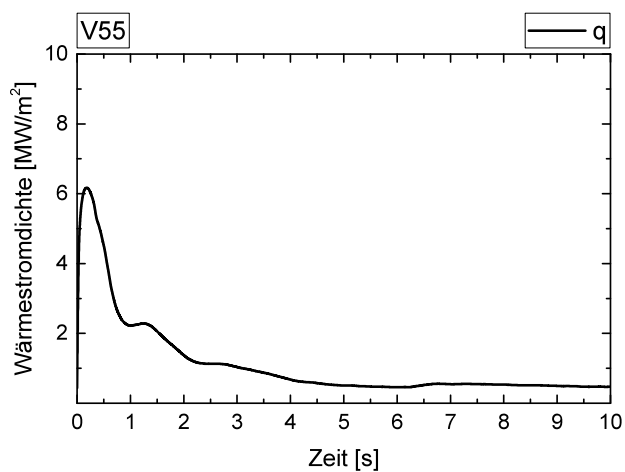
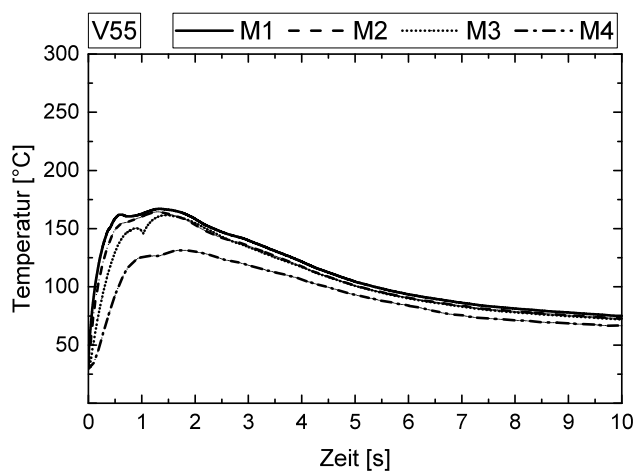
V-Nr.	vorher			V-Nr.	vorher		
	Z_{S1}	Z_{S2}	Z_{S3}		Z_{S1}	Z_{S2}	Z_{S3}
V65	3.50	7.60	11.50	V115	2.50	6.40	10.30
V66	2.90	6.80	10.70	V116	2.70	6.60	10.50
V67	3.20	7.00	10.80	V117	3.00	6.90	10.80
V68	2.60	6.40	10.20	V120	2.40	6.40	10.40
V69	2.40	6.40	10.50	V121	3.10	7.10	11.10
V70	2.30	6.30	10.30	V122	3.20	7.20	11.20
V71	2.80	6.90	11.00	V123	2.60	6.50	10.30
V102	2.70	6.70	10.70	V124	2.60	6.60	10.60
V103	3.00	7.00	10.90	V125	2.40	6.40	10.40
V104	2.90	6.90	10.80	V126	2.30	6.30	10.30
V105	2.30	6.30	10.10	V127	2.50	6.70	10.70
V106	2.60	6.70	10.80	V128	2.30	6.30	10.20
V107	2.70	6.70	10.70	V129	2.40	6.30	10.20
V108	2.30	6.20	10.10	V130	2.40	6.40	10.40
V109	2.90	6.80	10.70	V131	1.70	5.60	9.60
V110	2.40	6.30	10.20	V132	2.20	6.20	10.20
V111	2.40	6.40	10.40	V133	2.40	6.40	10.60
V112	2.30	6.30	10.30	V134	2.70	6.60	10.50
V113	2.90	6.90	10.60	V135	2.60	6.60	10.60
V114	2.10	5.70	9.50	V136	2.60	6.50	10.50

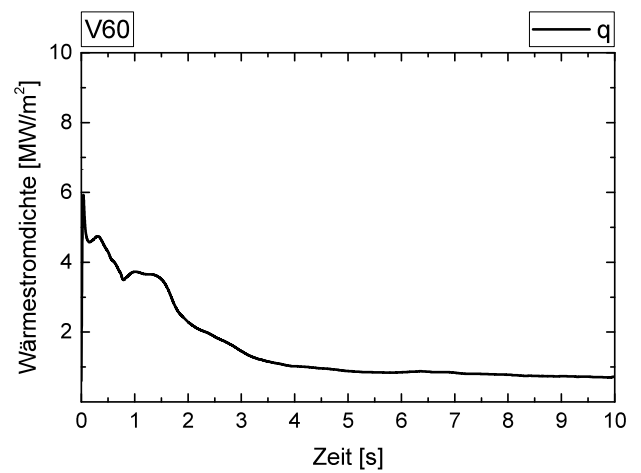
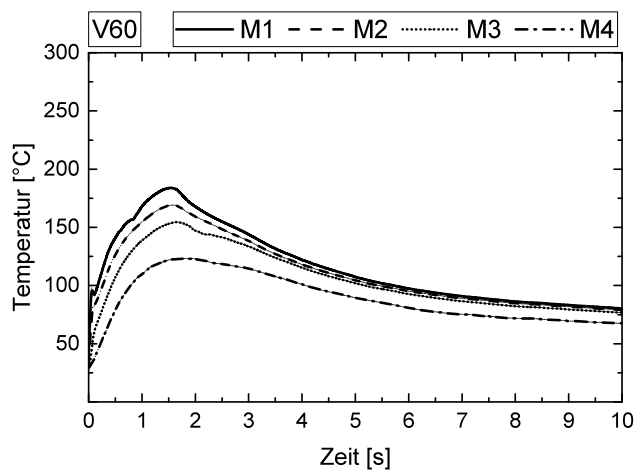
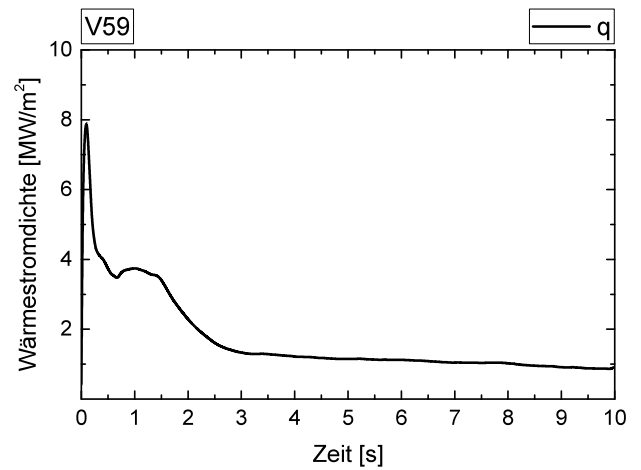
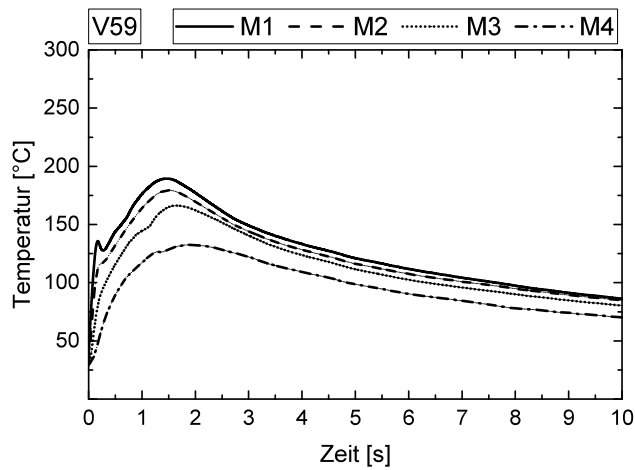
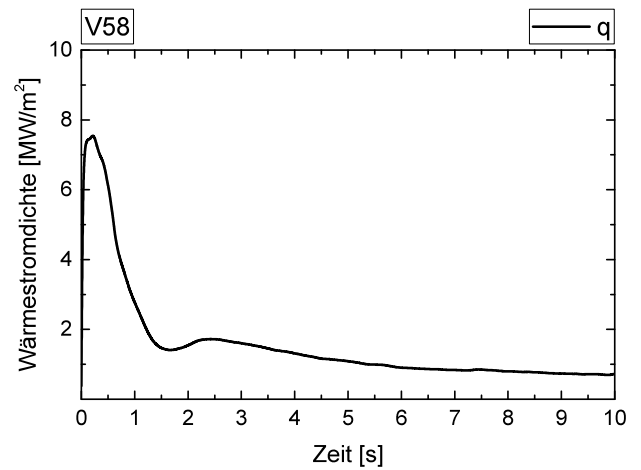
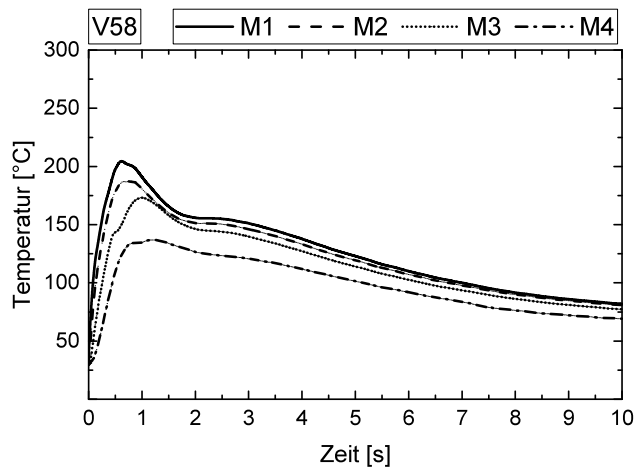
8.2 Einzelergebnisse der Substratmessung

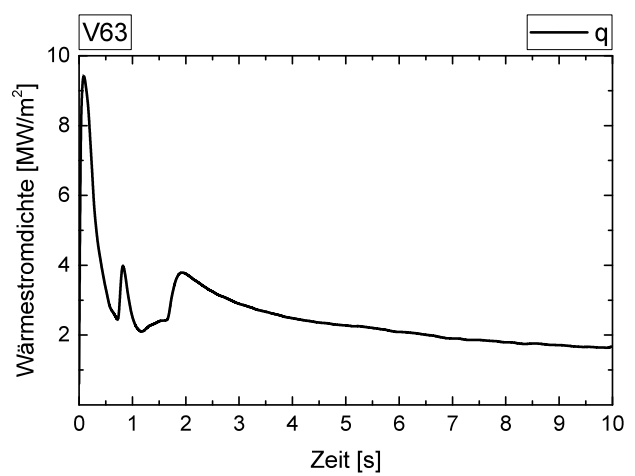
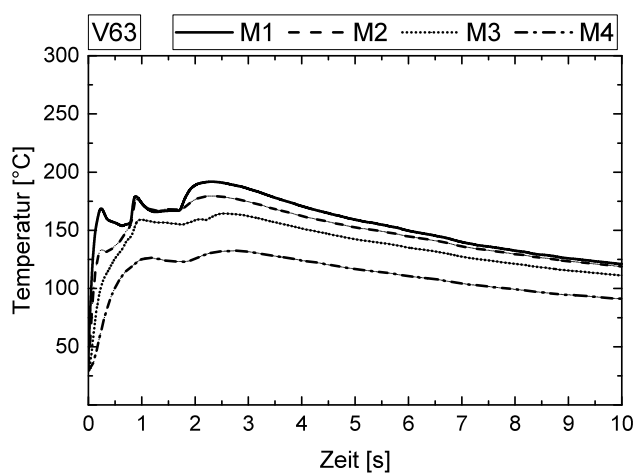
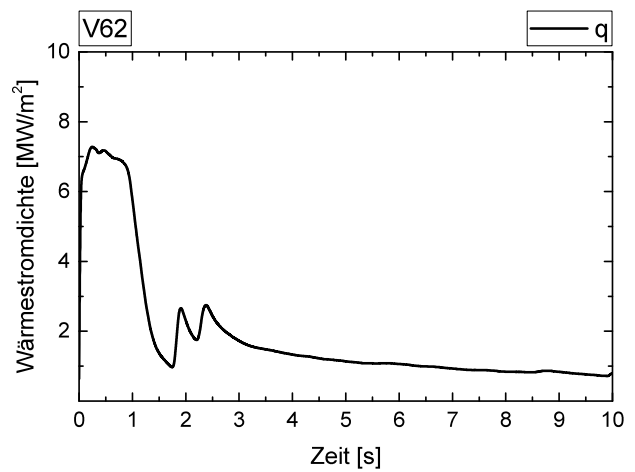
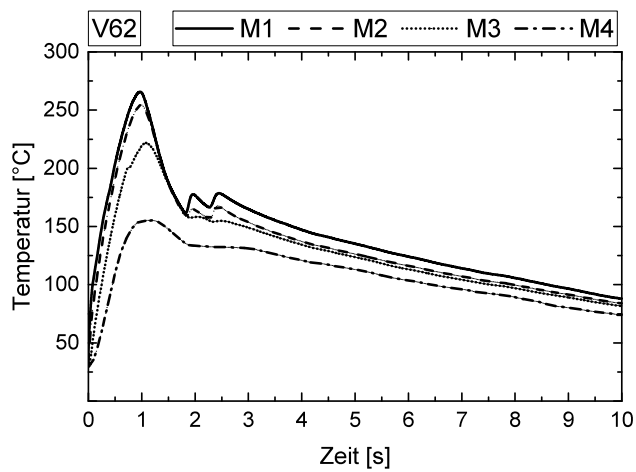
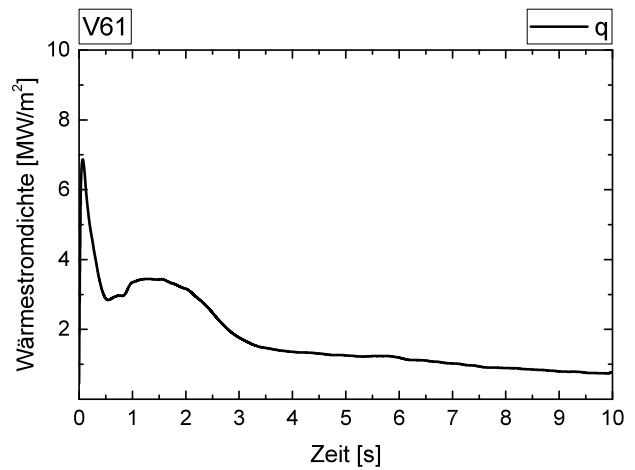
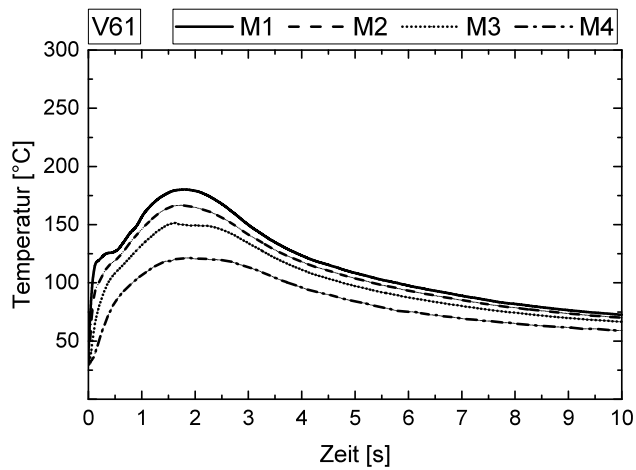


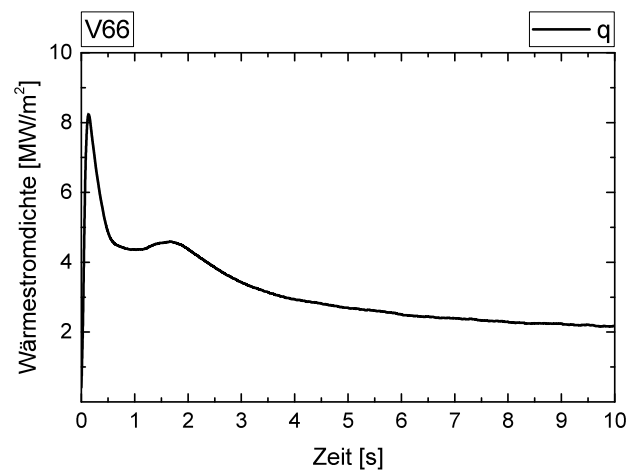
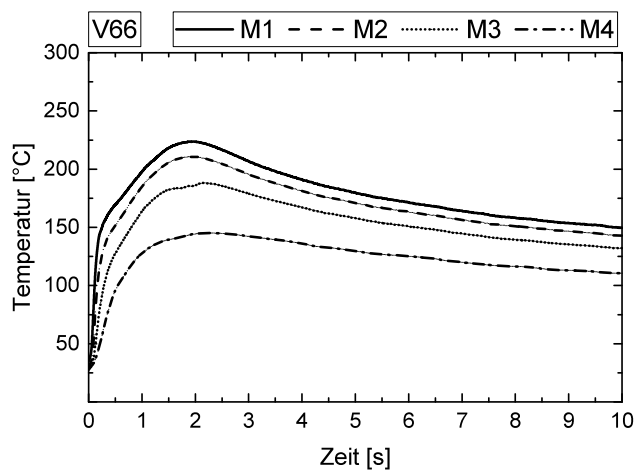
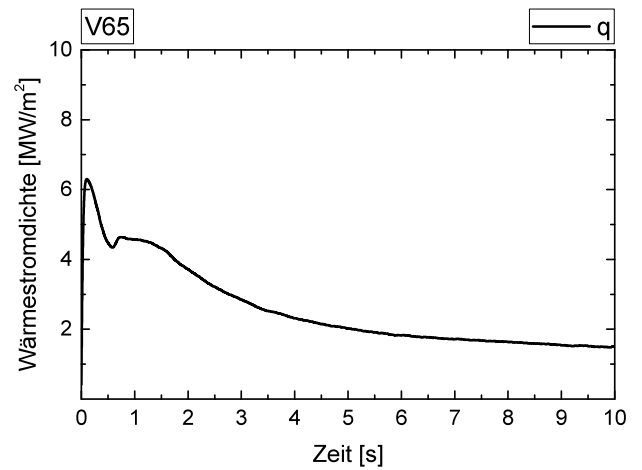
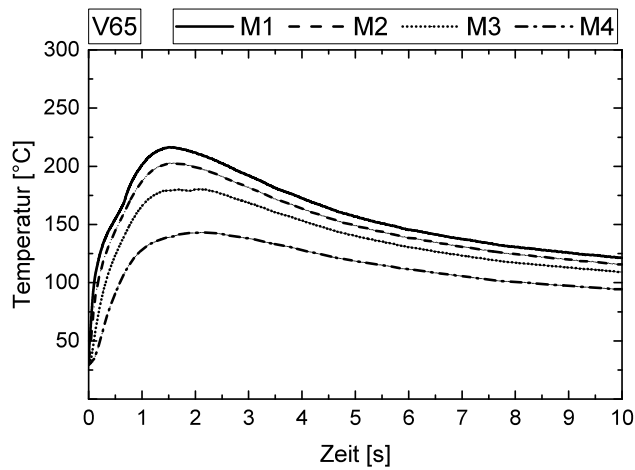
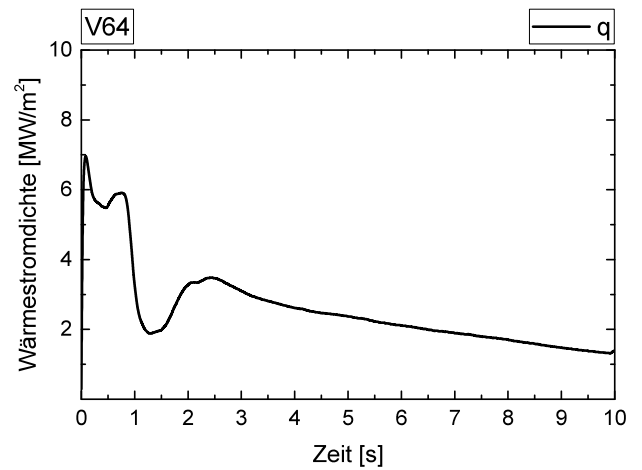
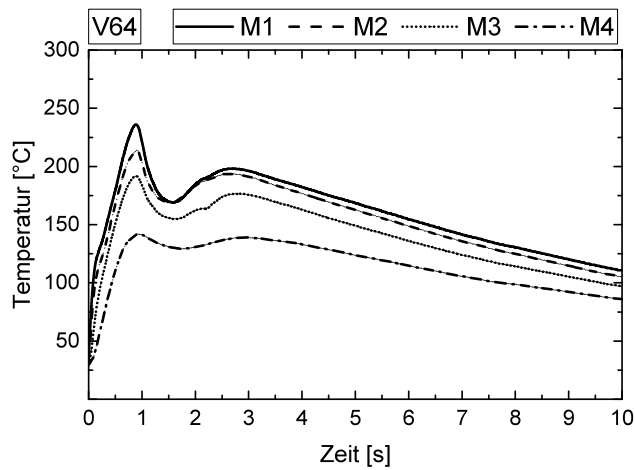


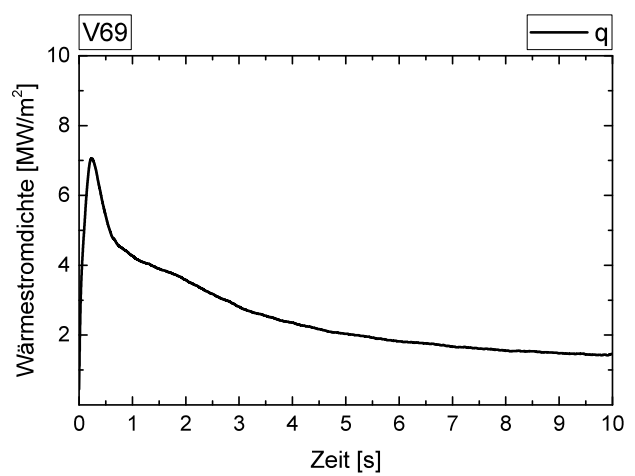
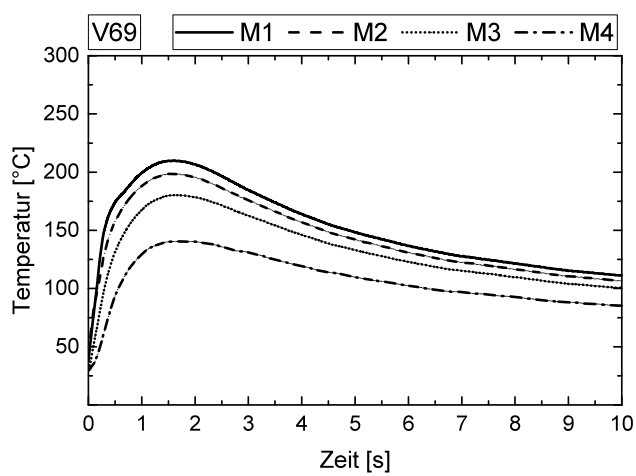
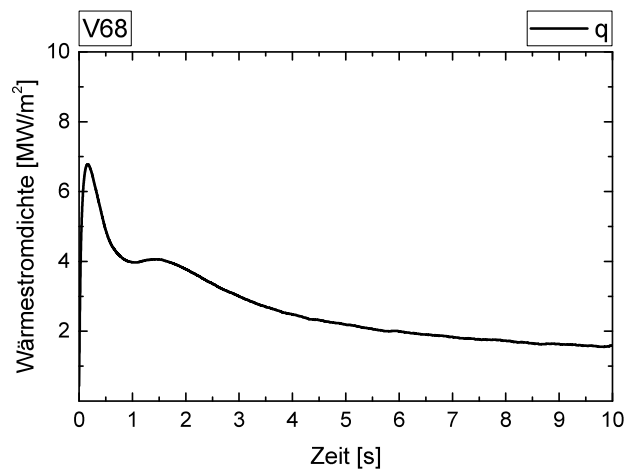
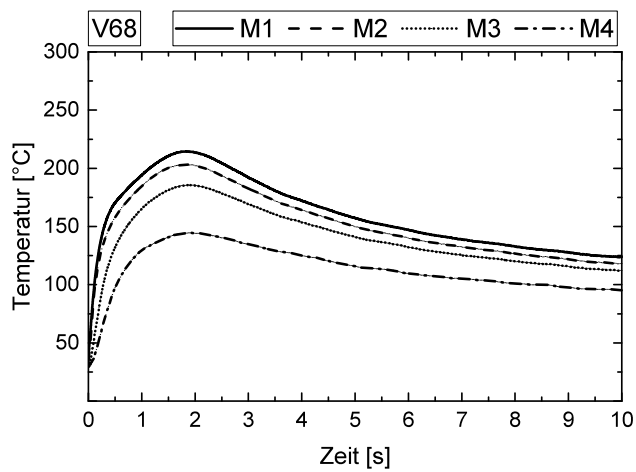
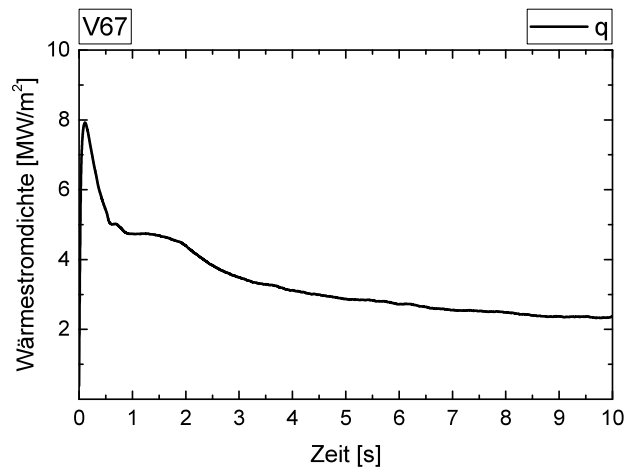
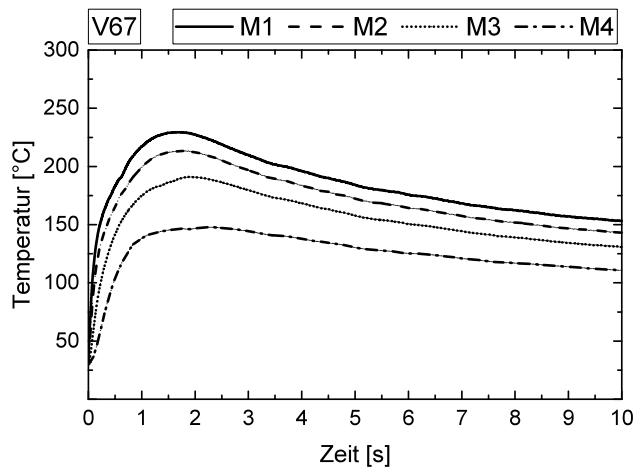


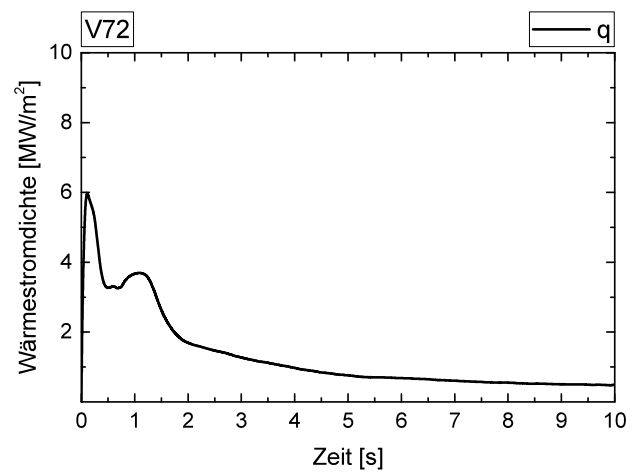
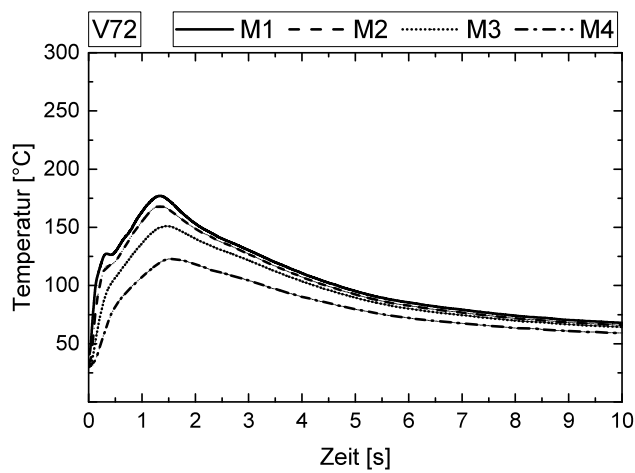
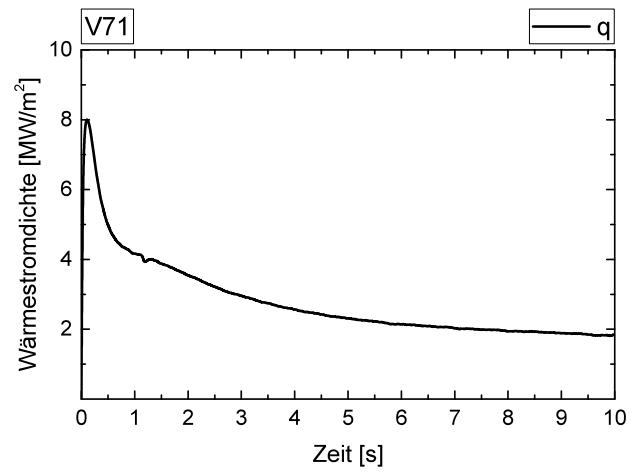
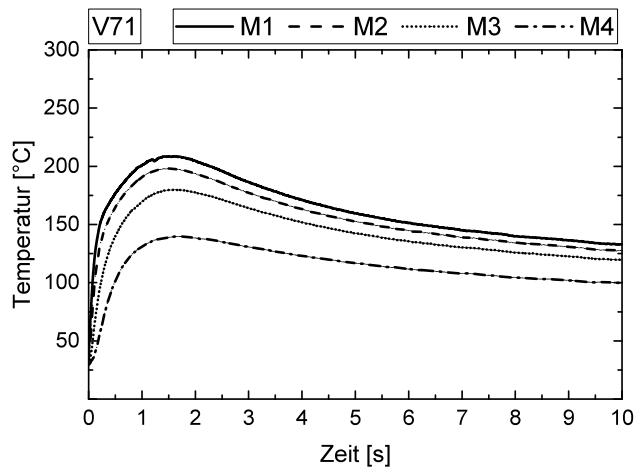
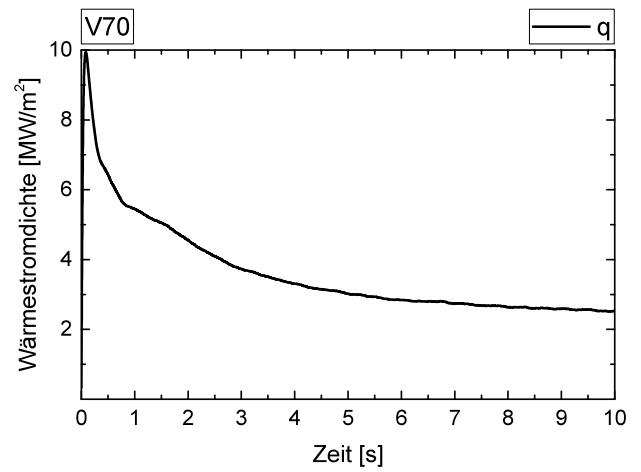
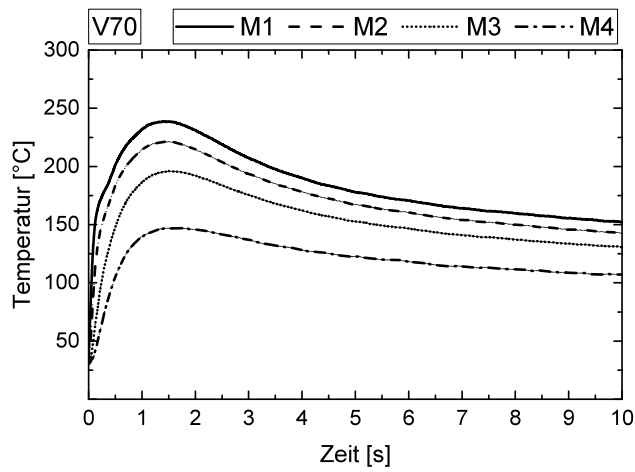


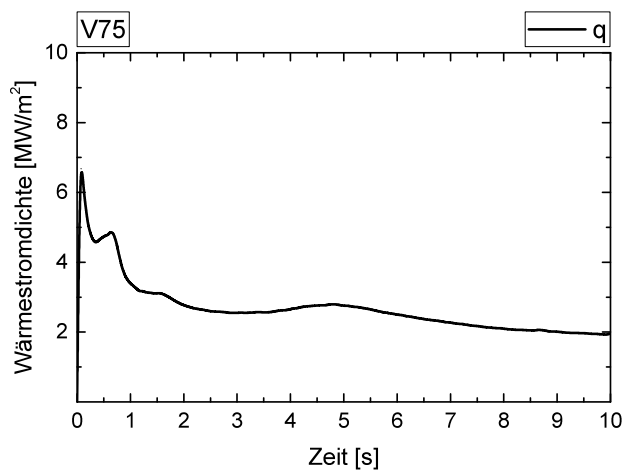
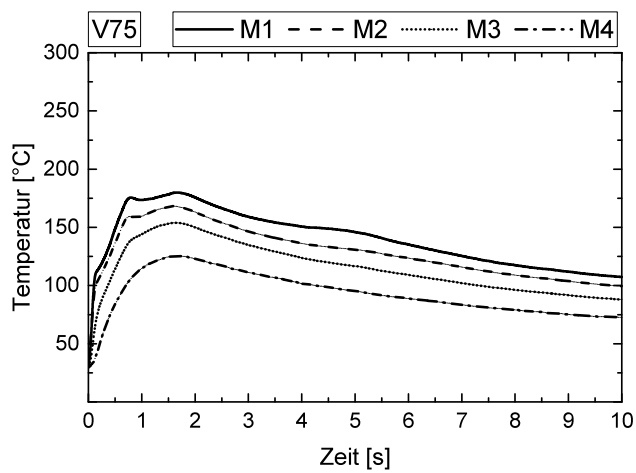
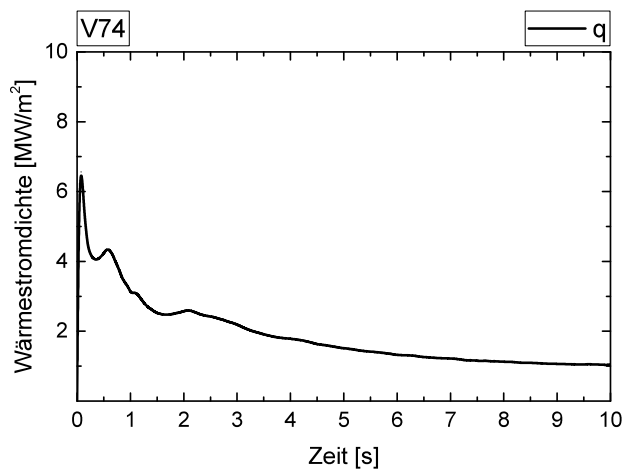
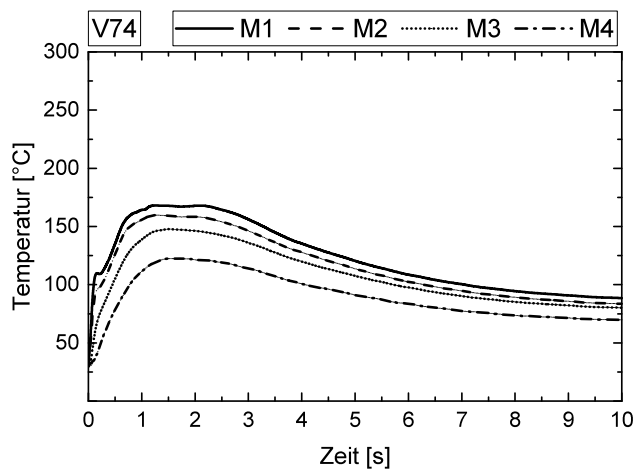
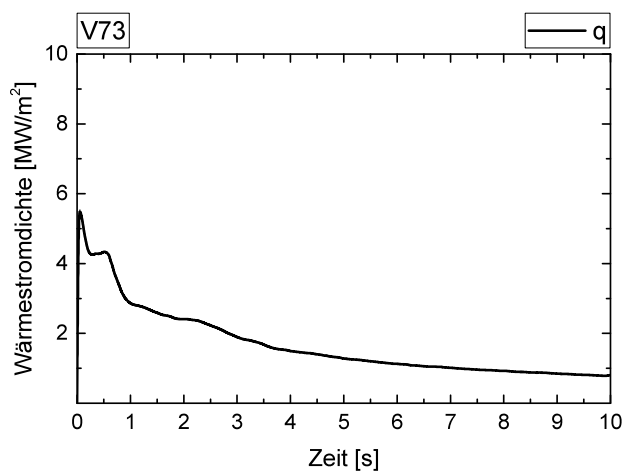
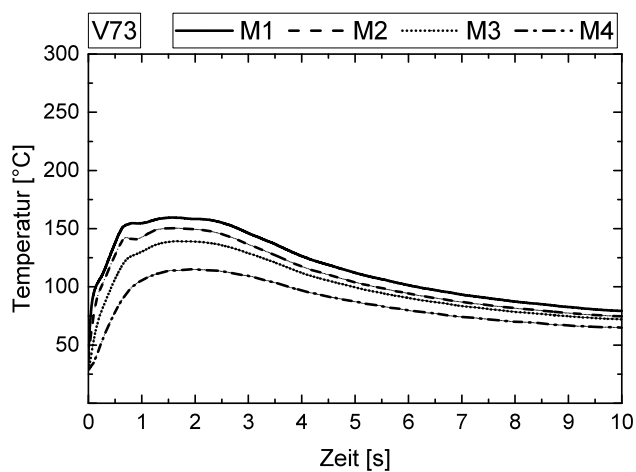


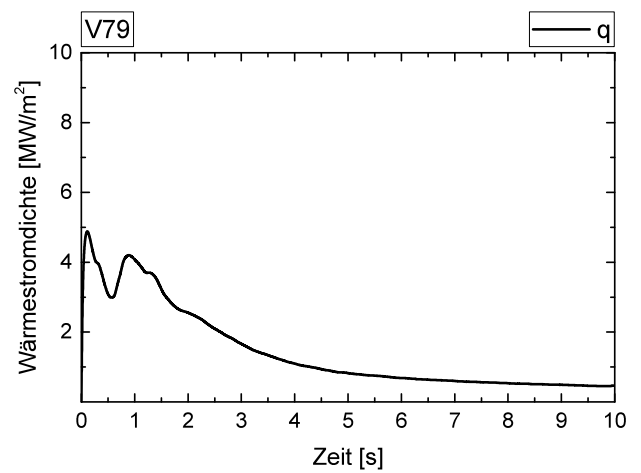
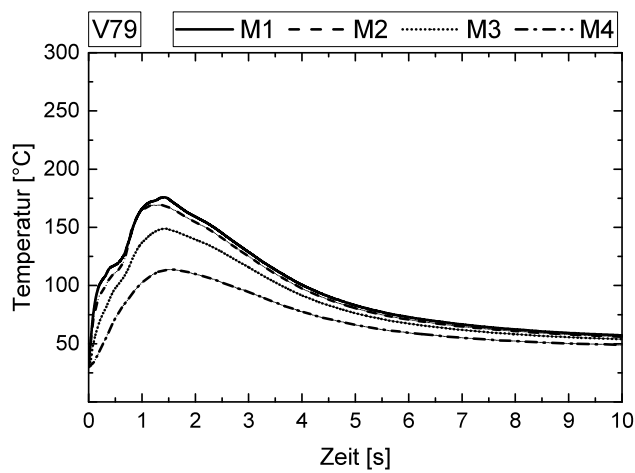
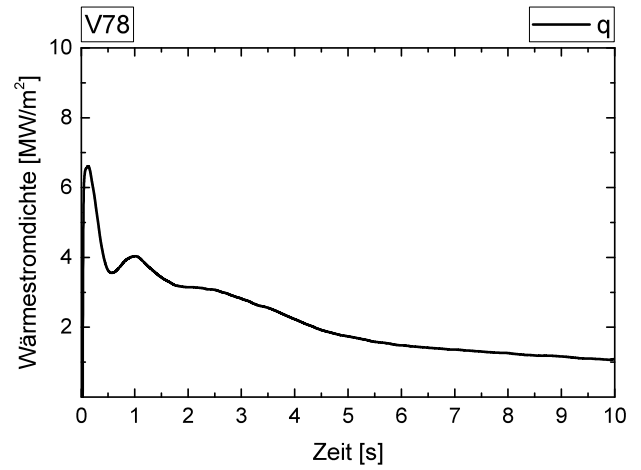
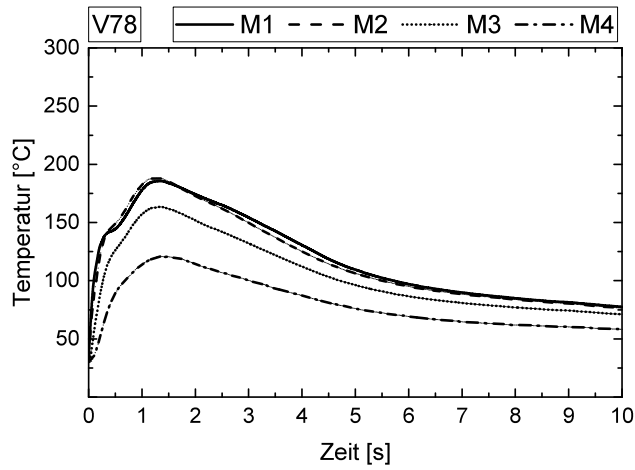
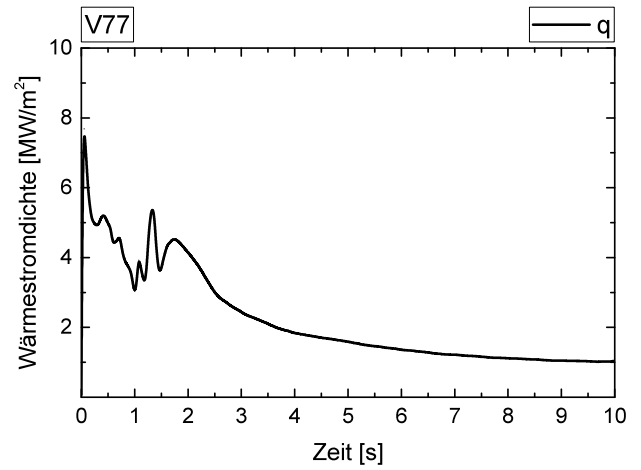
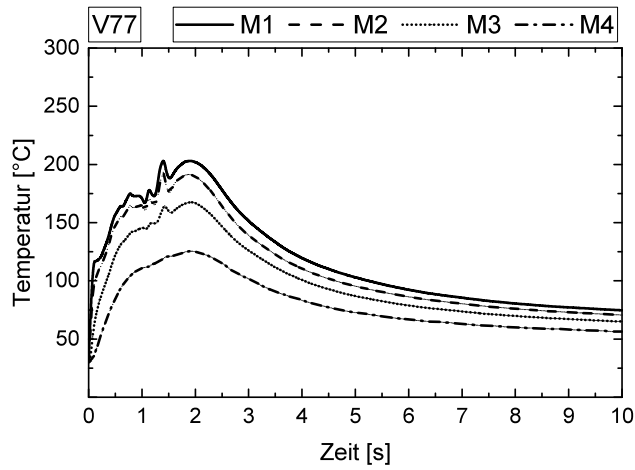


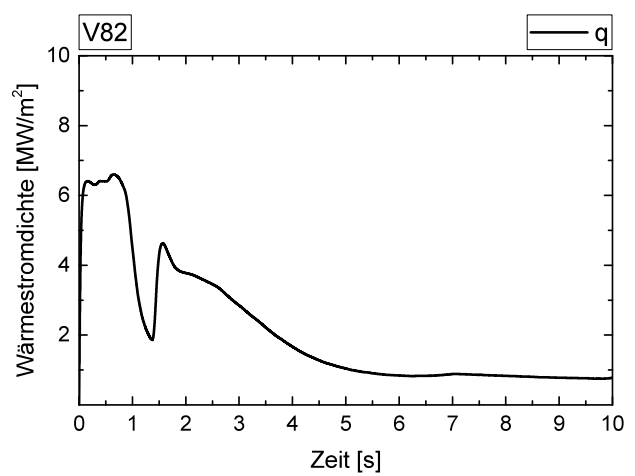
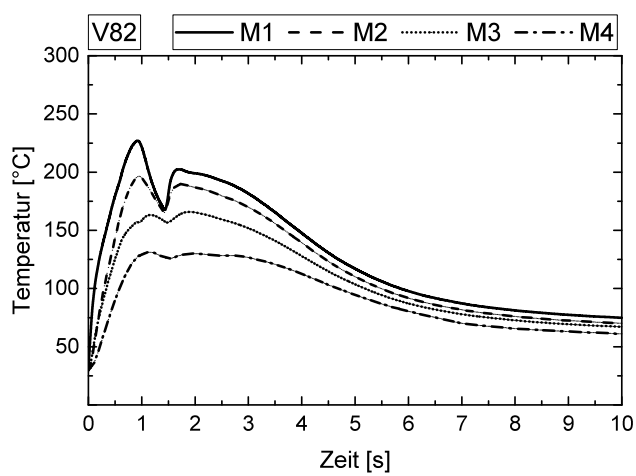
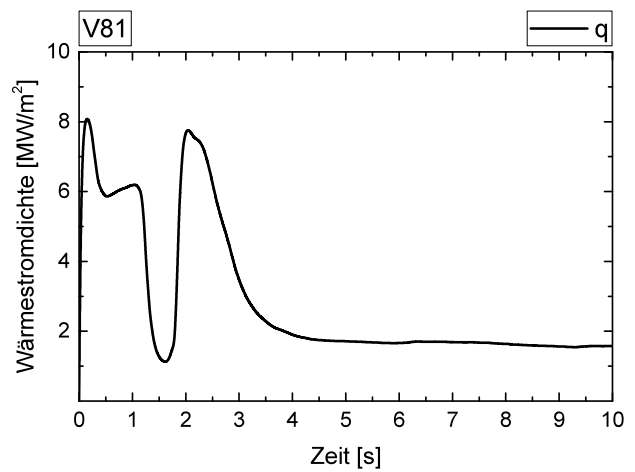
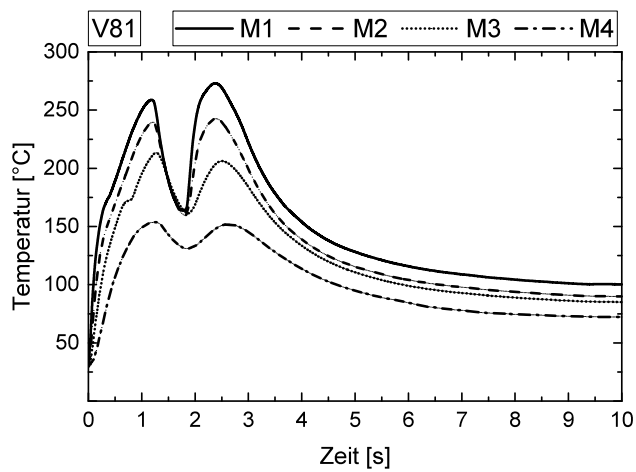
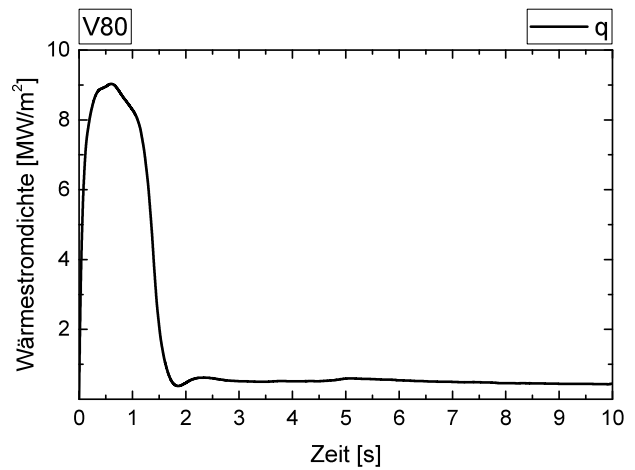
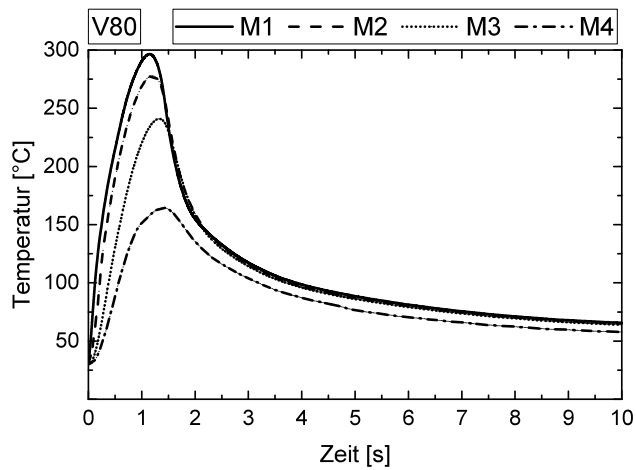


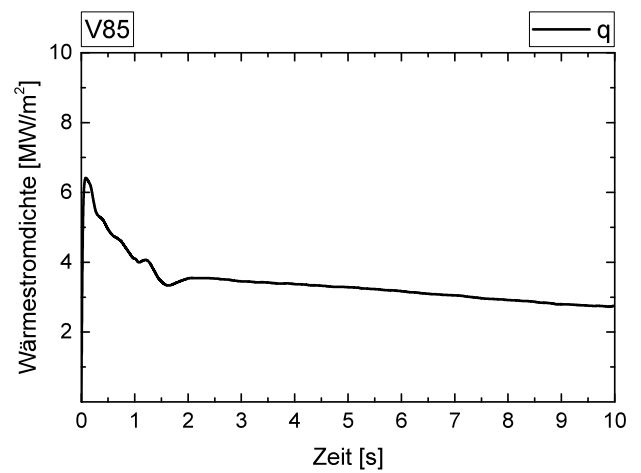
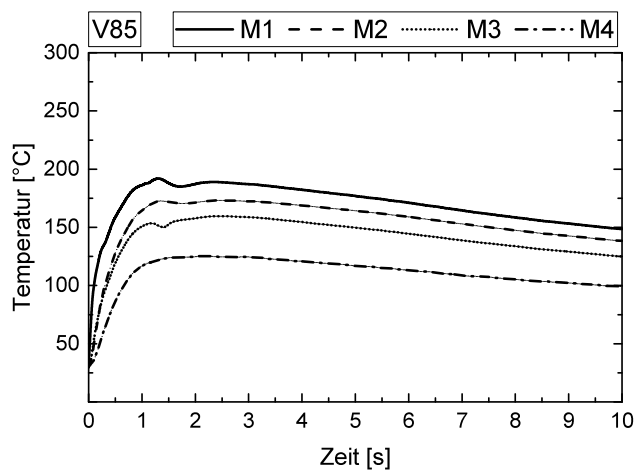
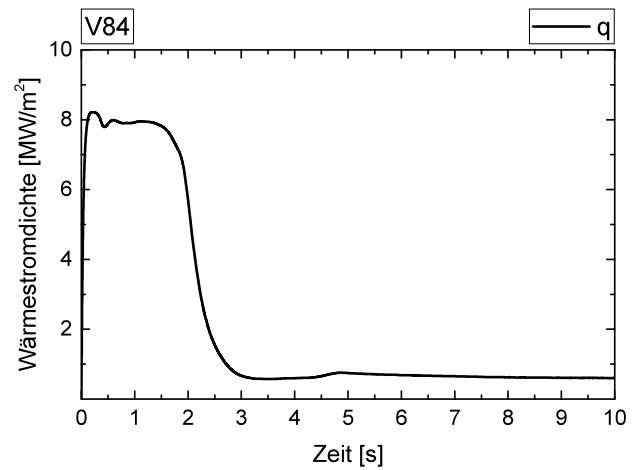
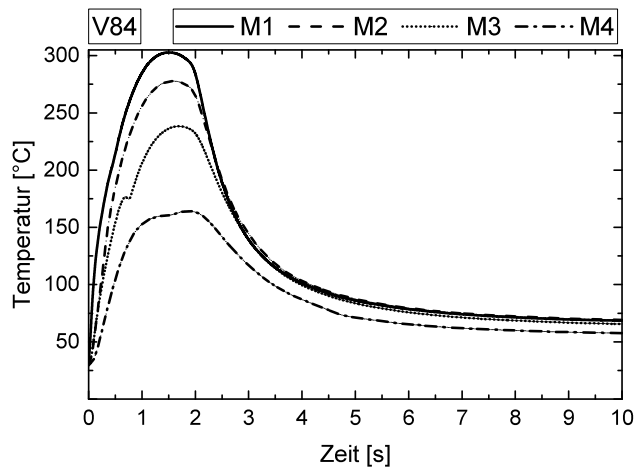
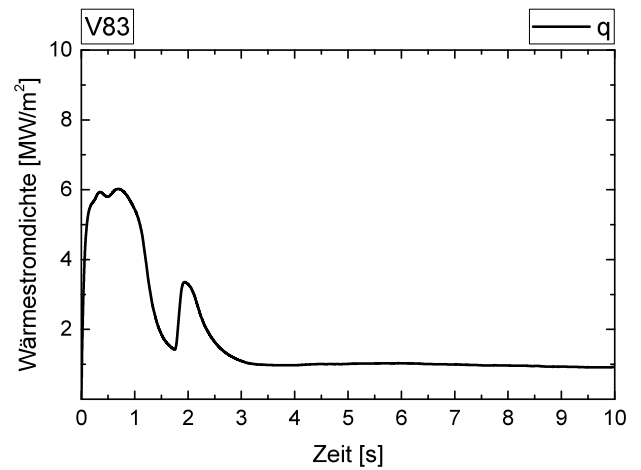
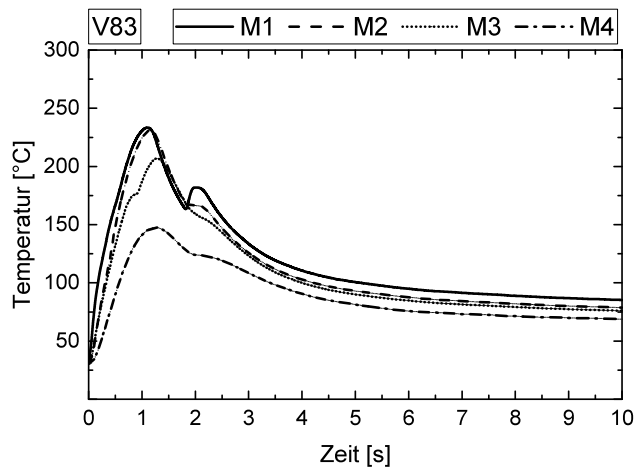


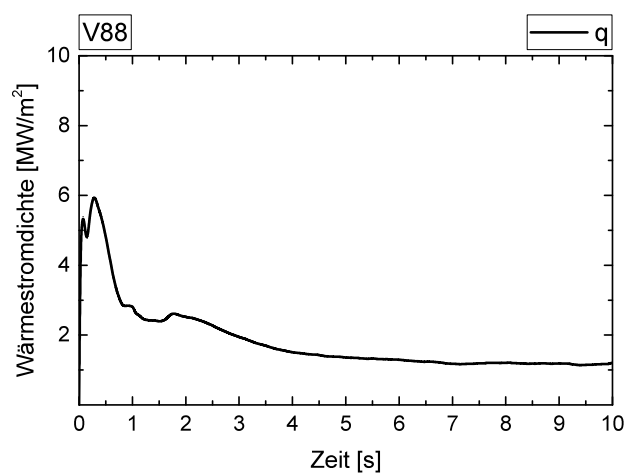
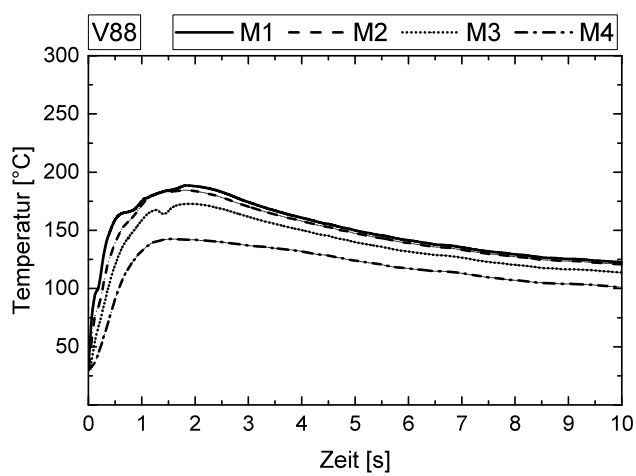
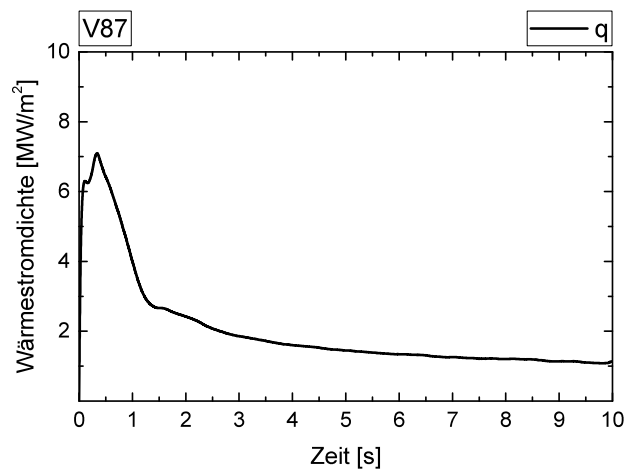
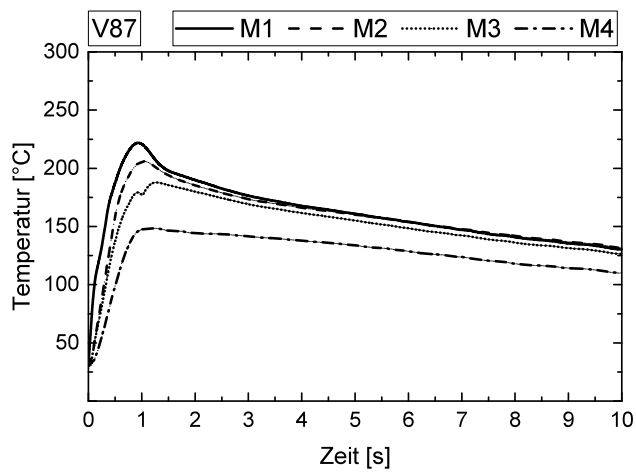
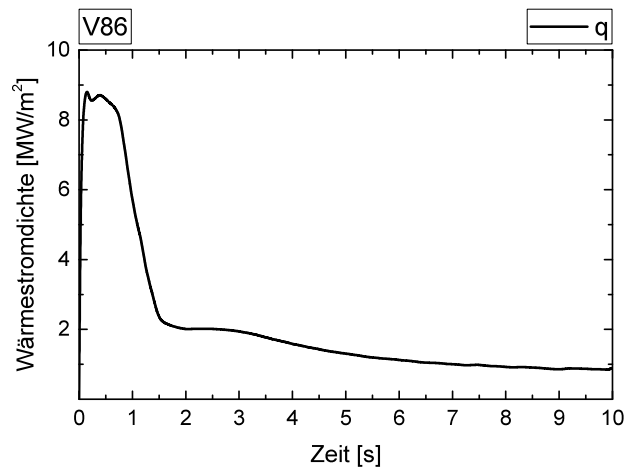
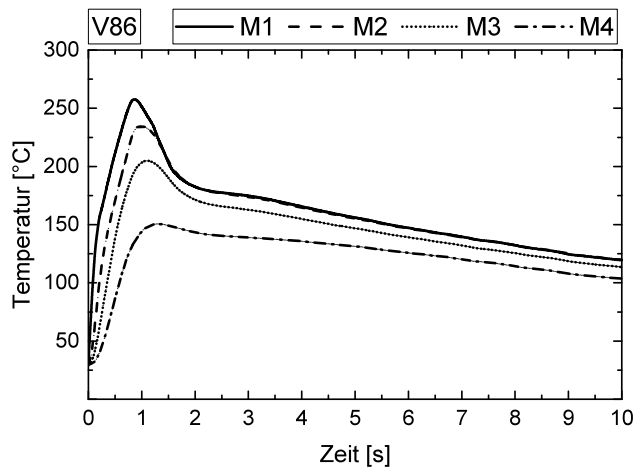


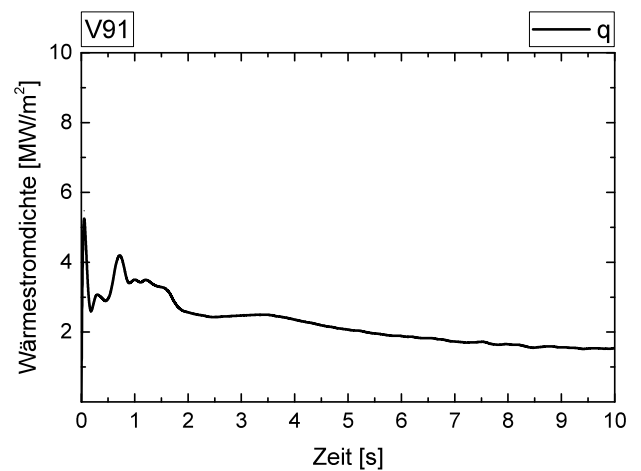
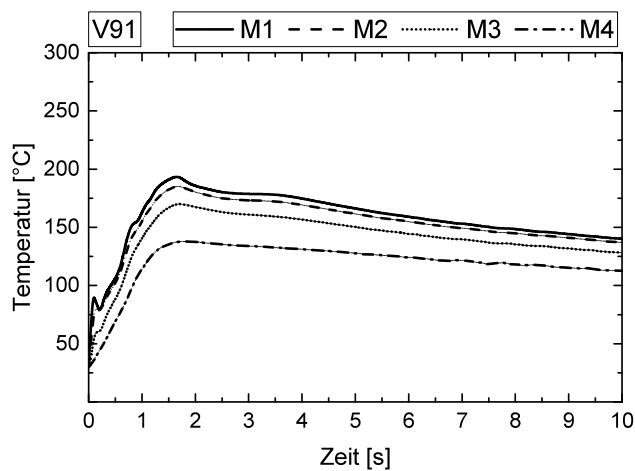
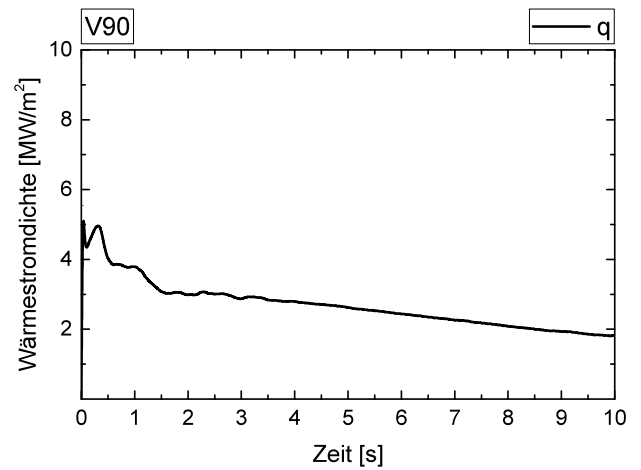
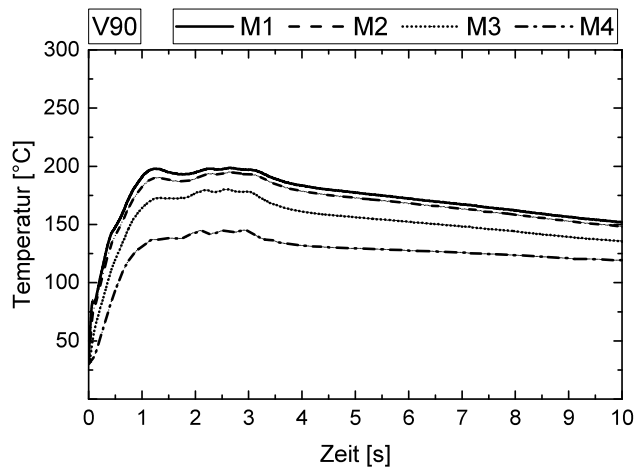
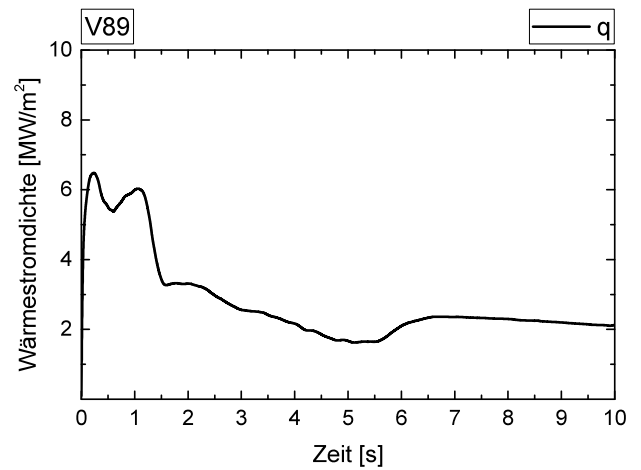
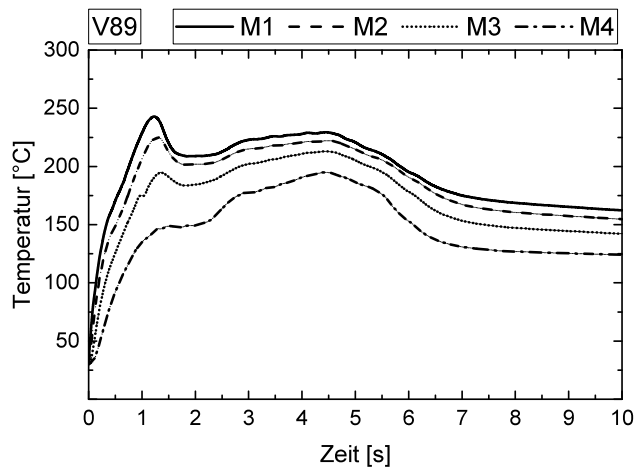


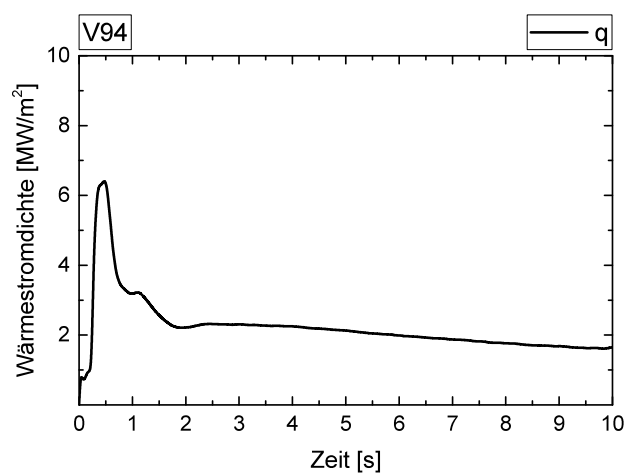
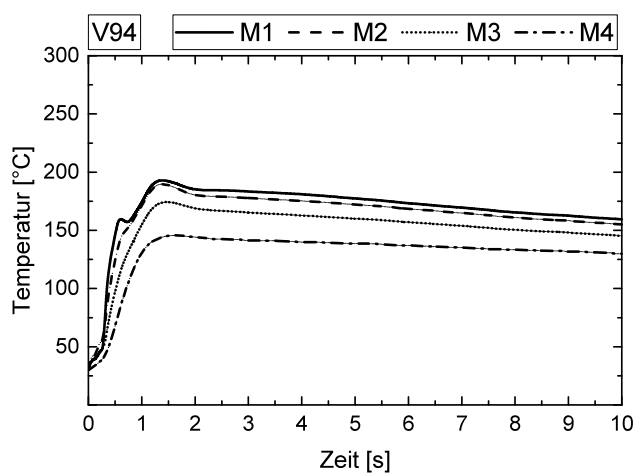
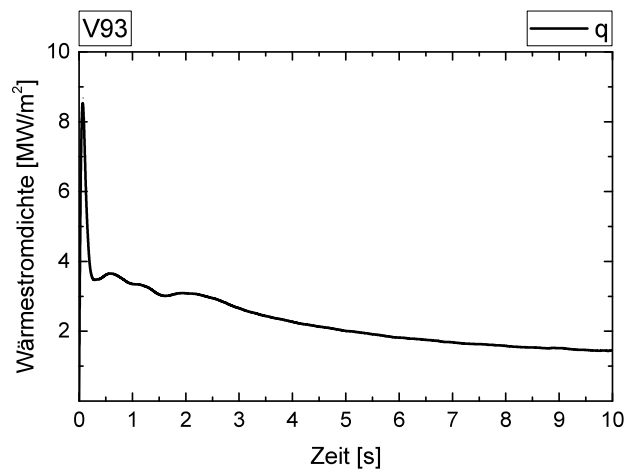
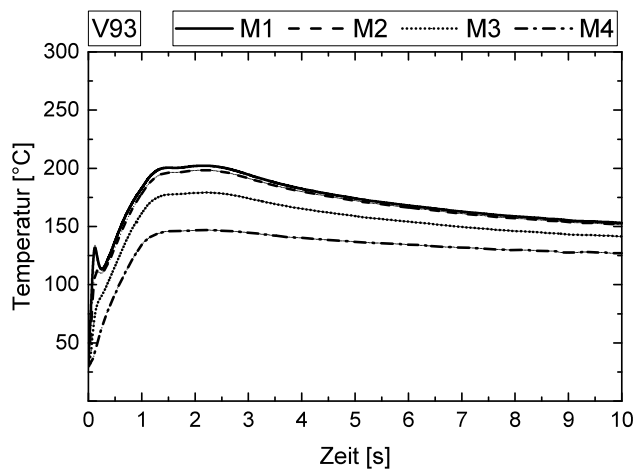
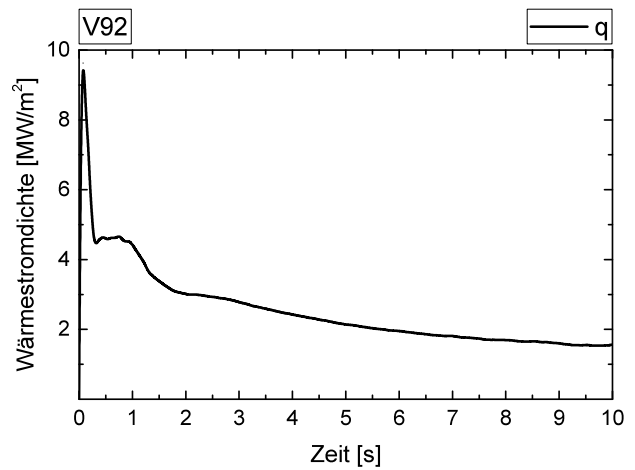
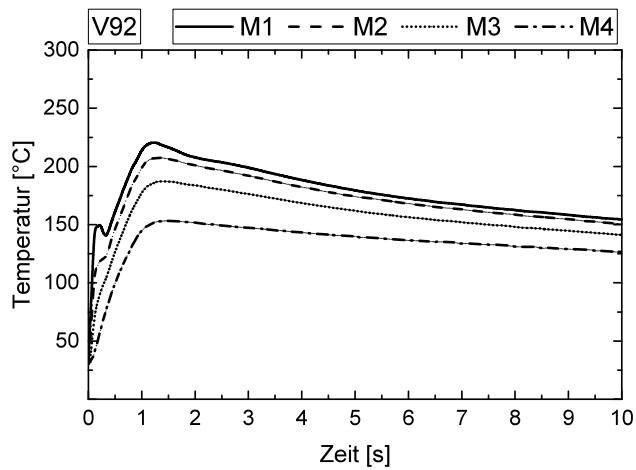


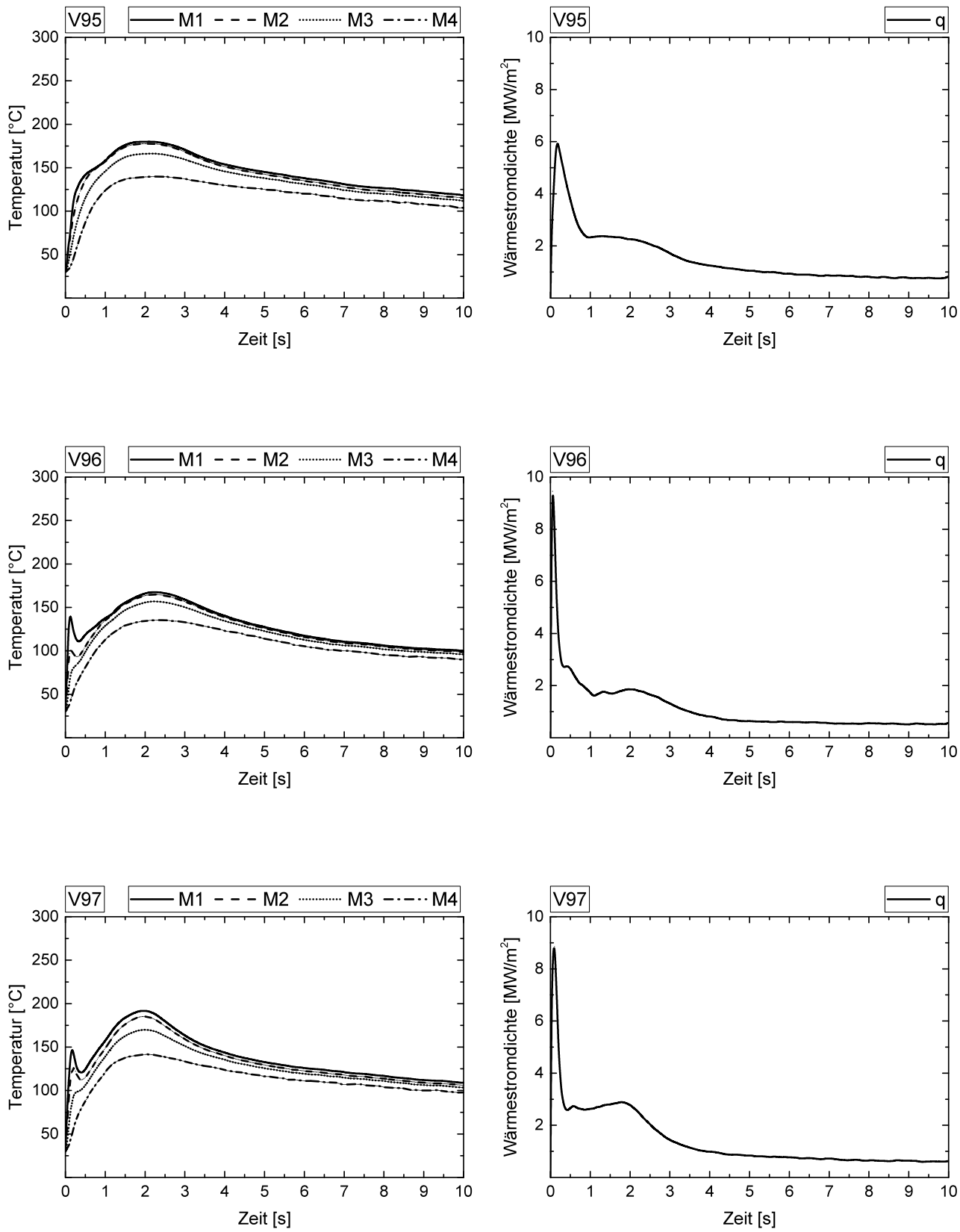


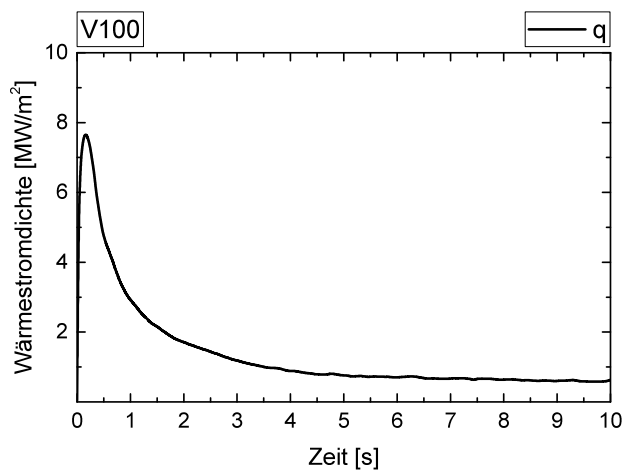
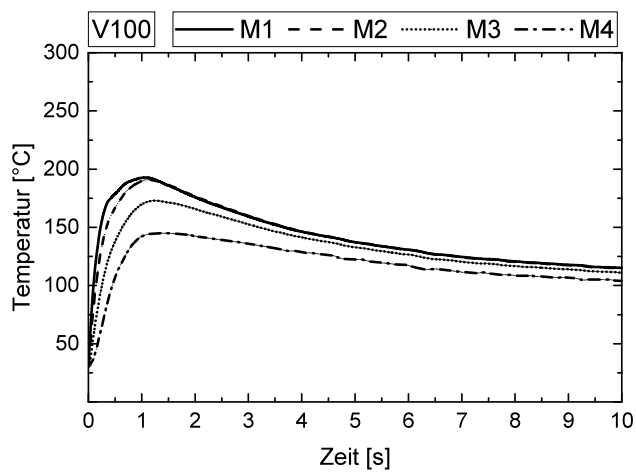
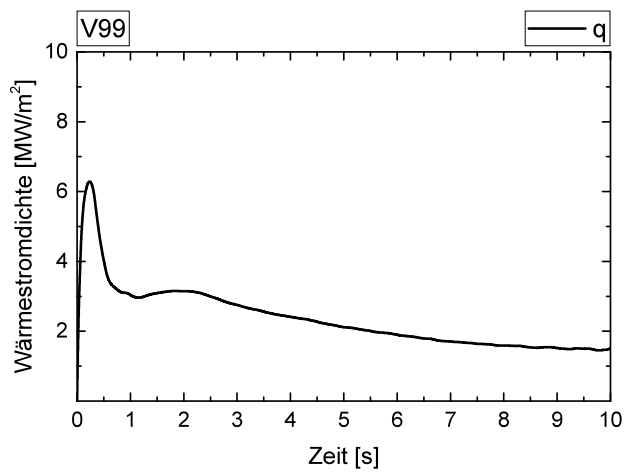
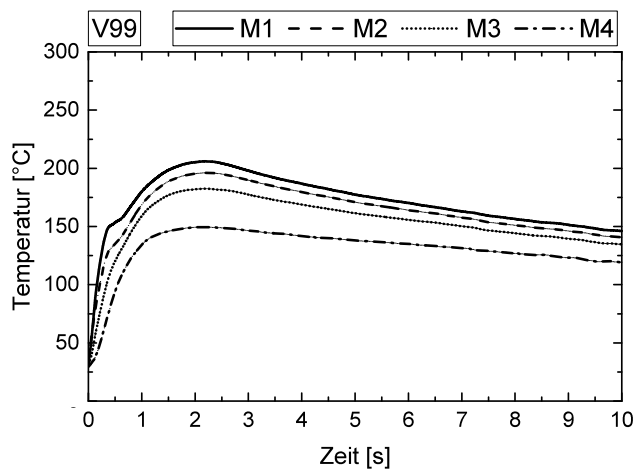
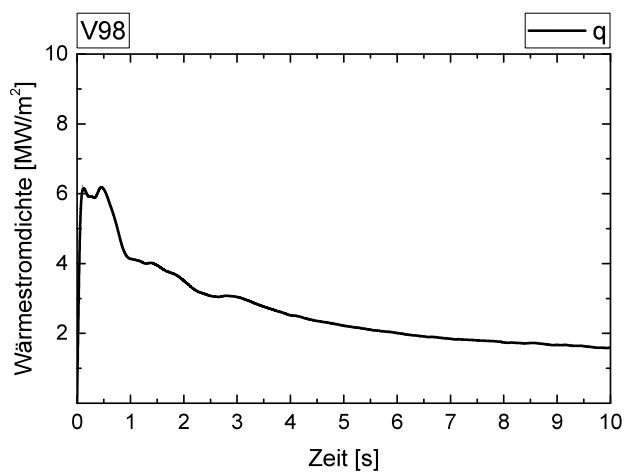
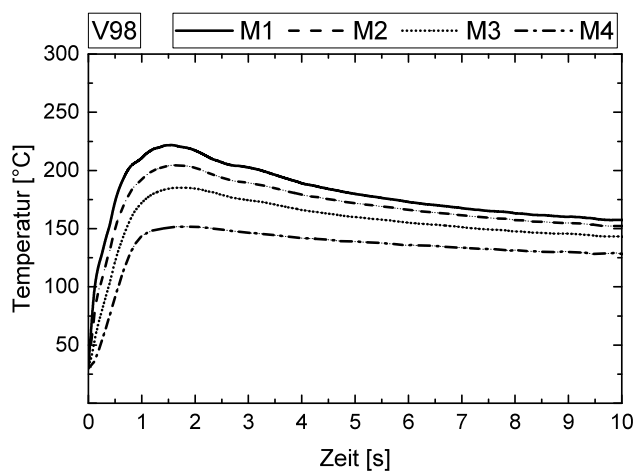


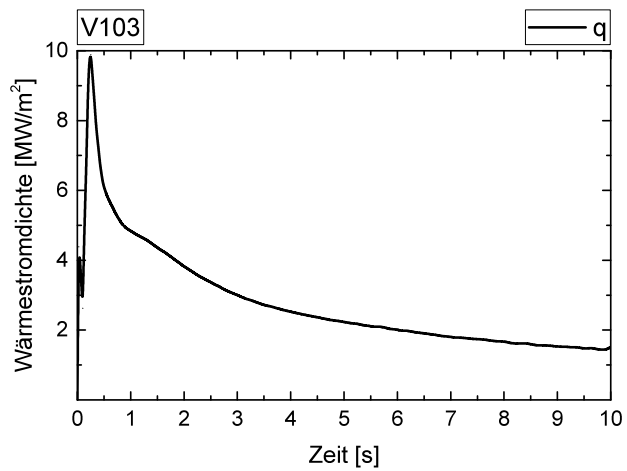
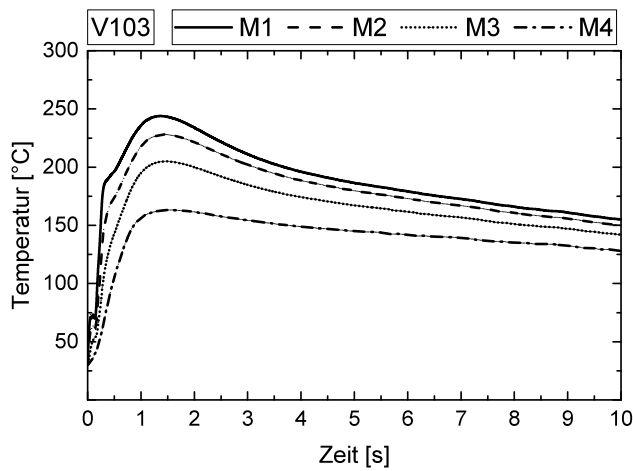
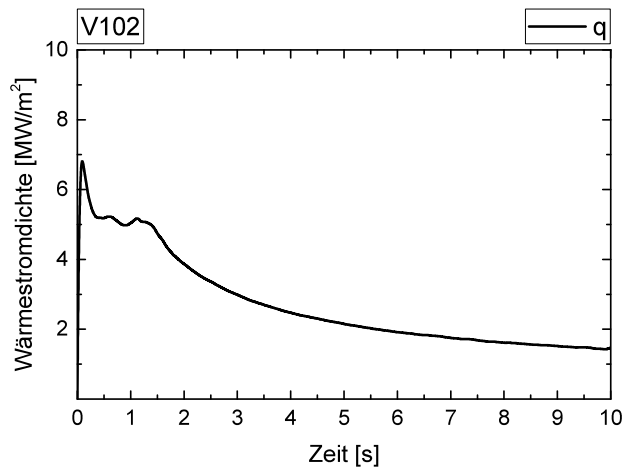
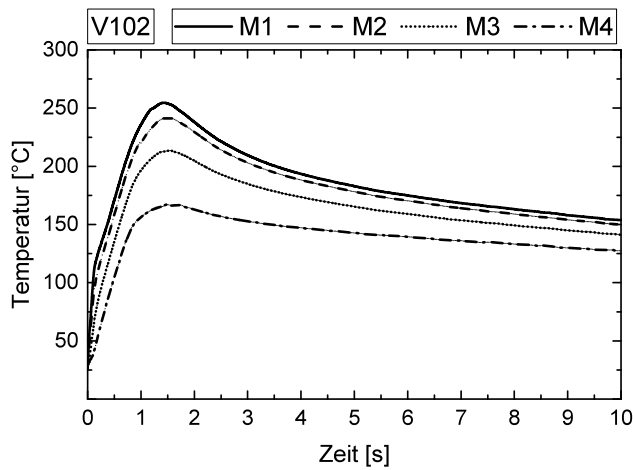
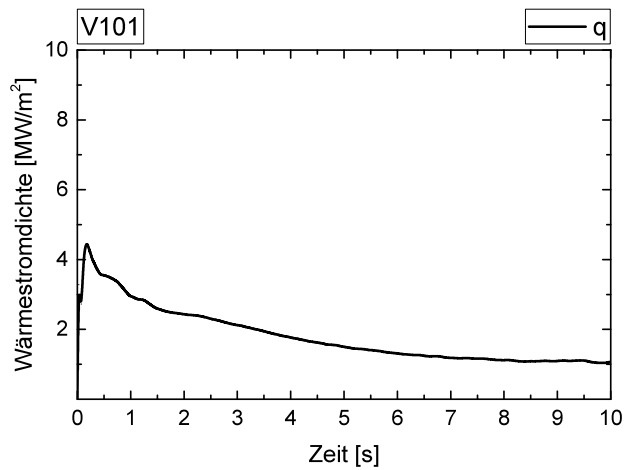
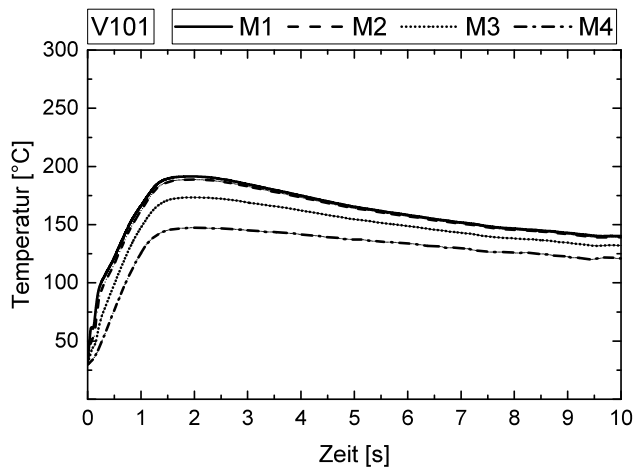


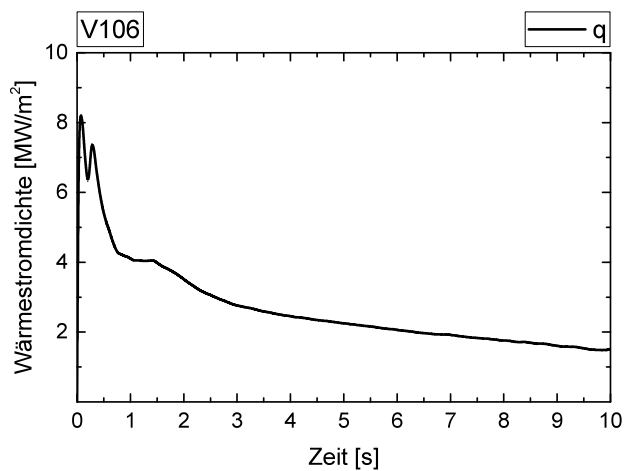
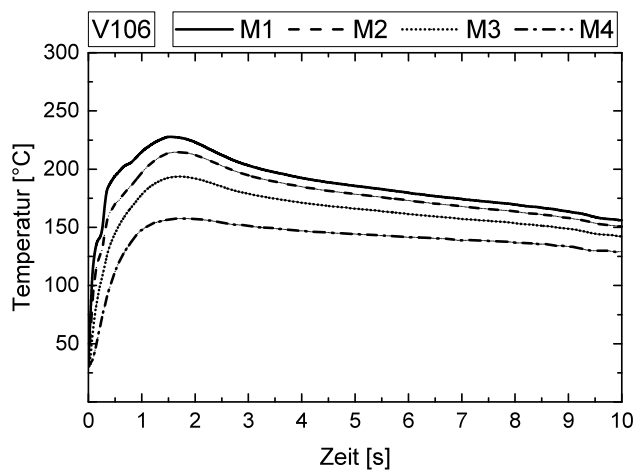
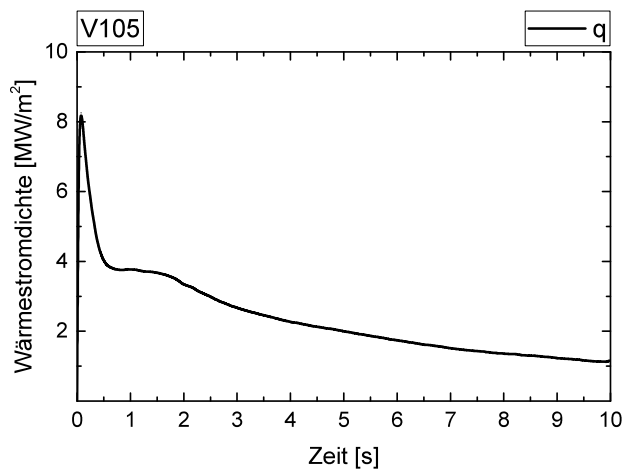
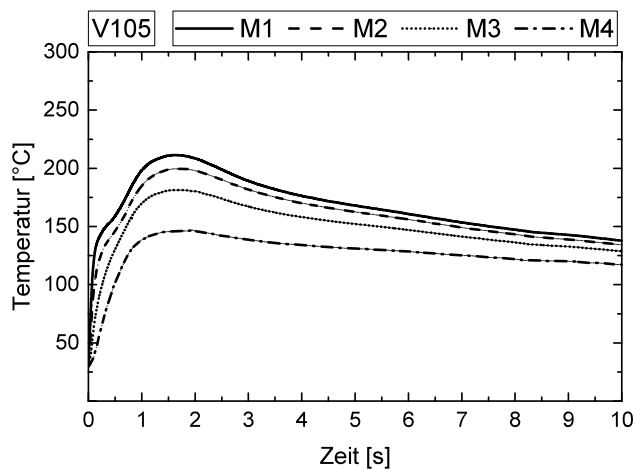
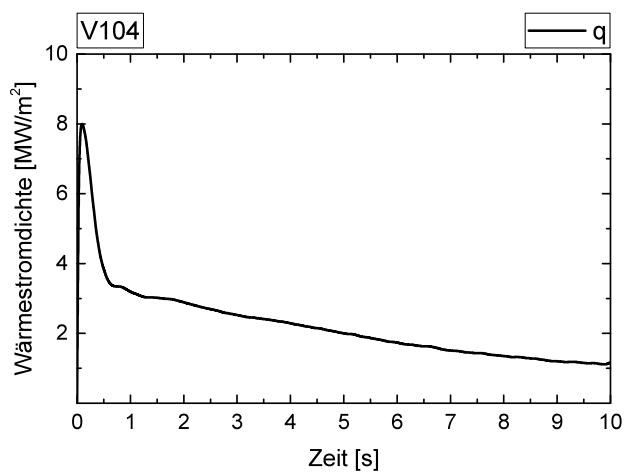
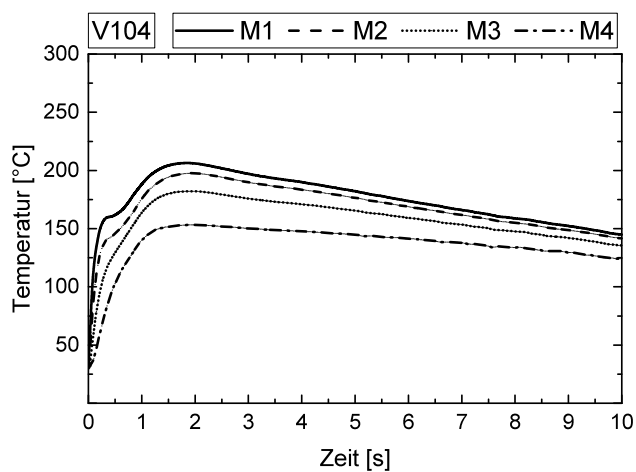


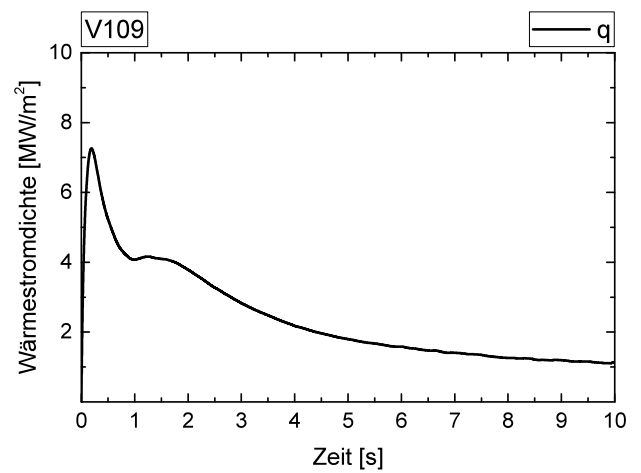
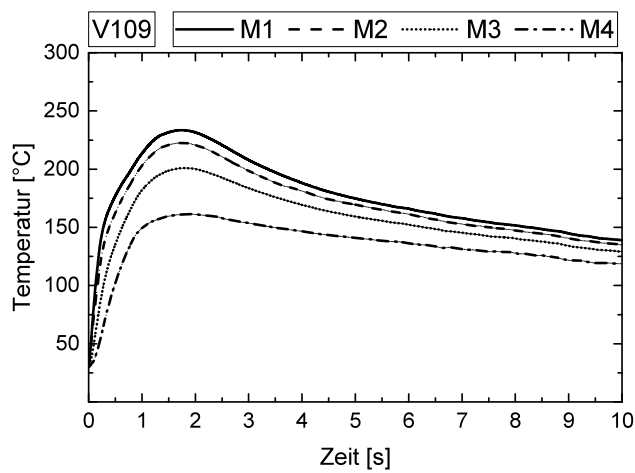
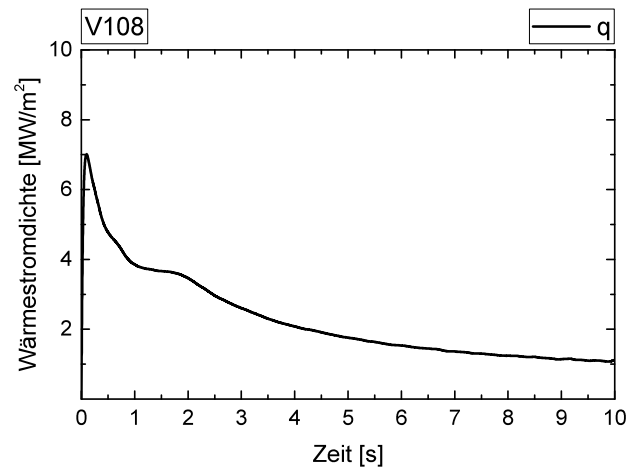
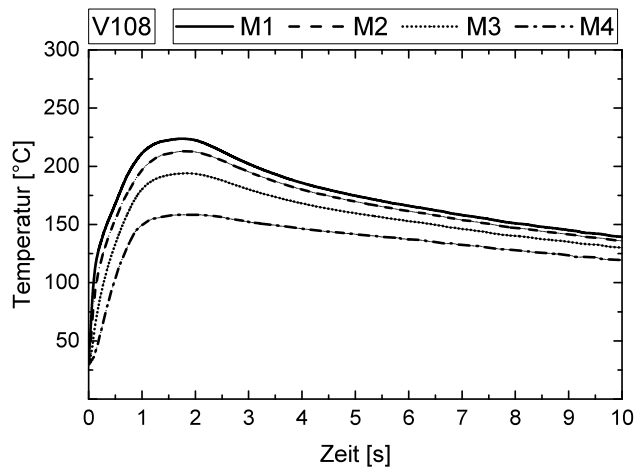
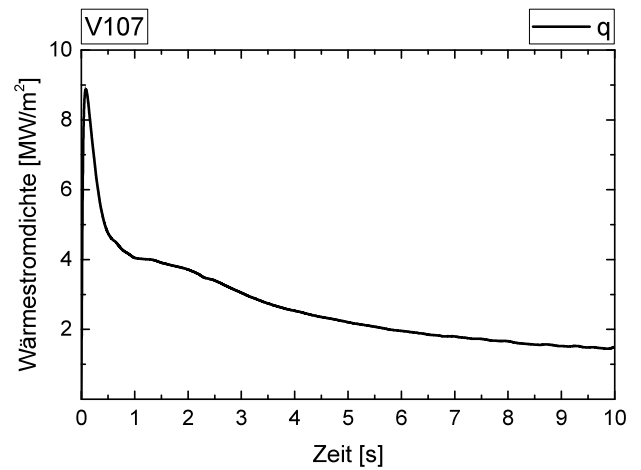
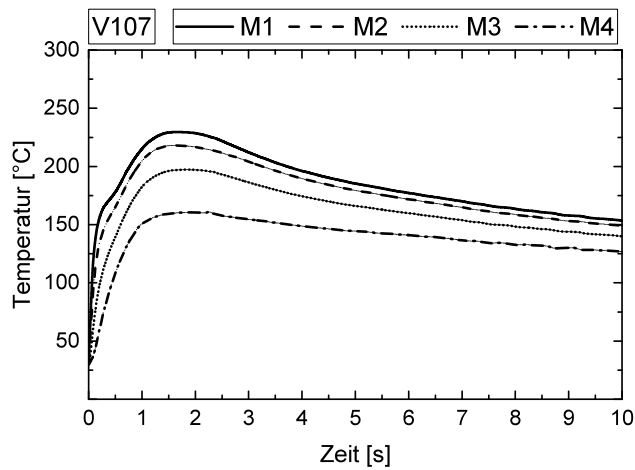


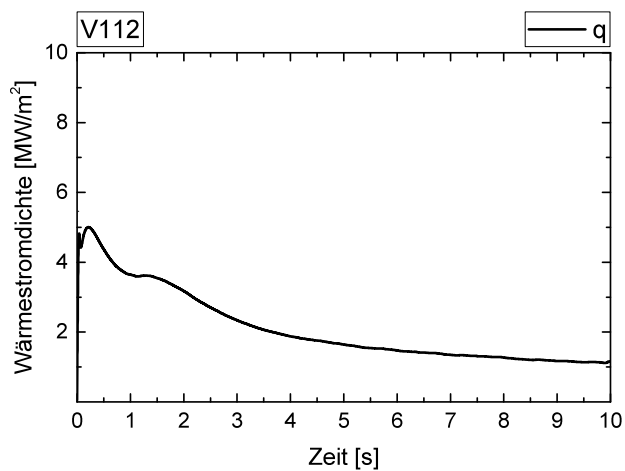
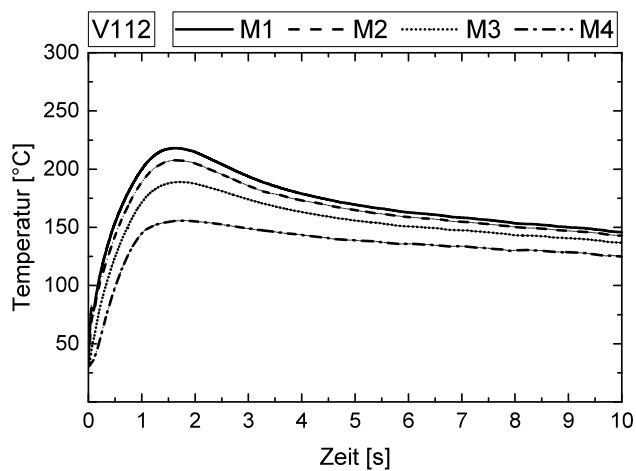
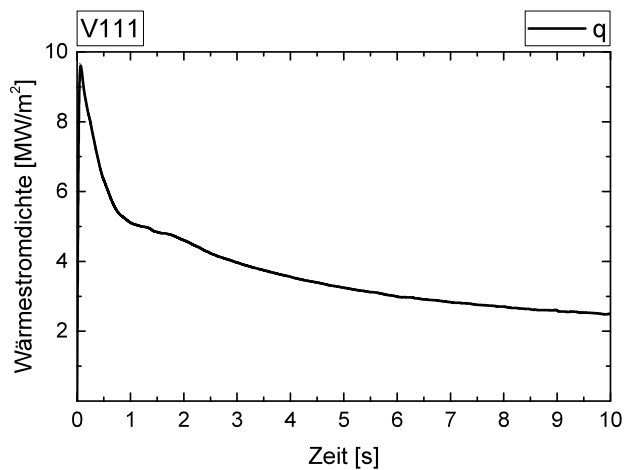
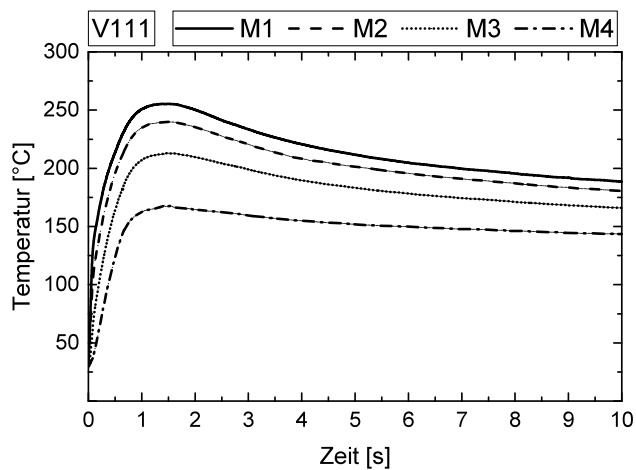
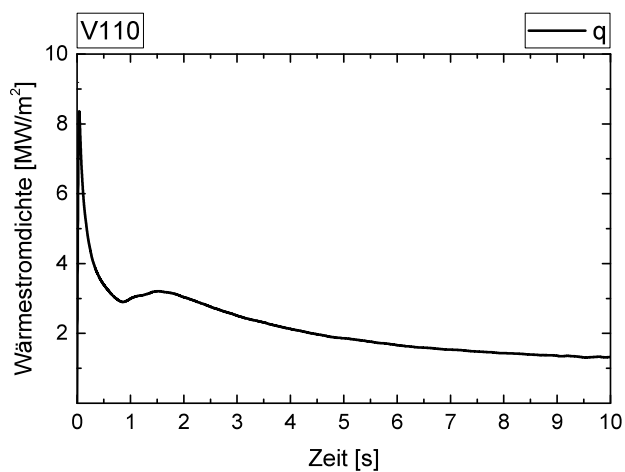
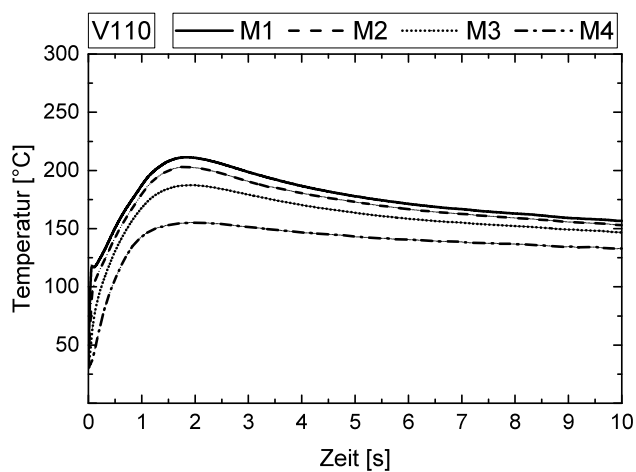


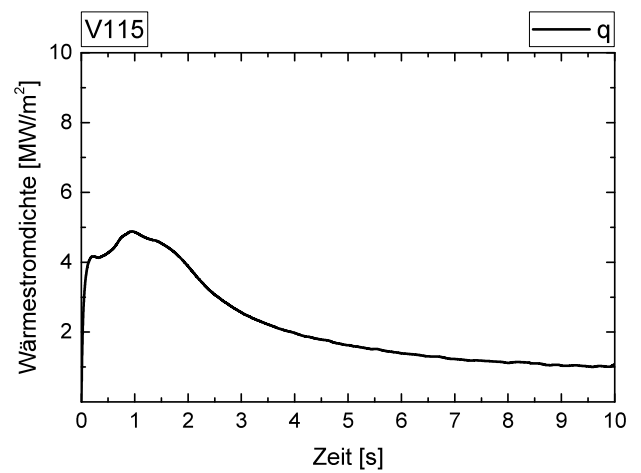
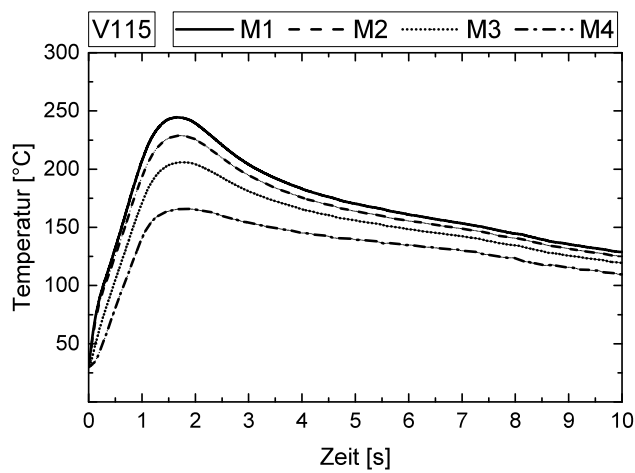
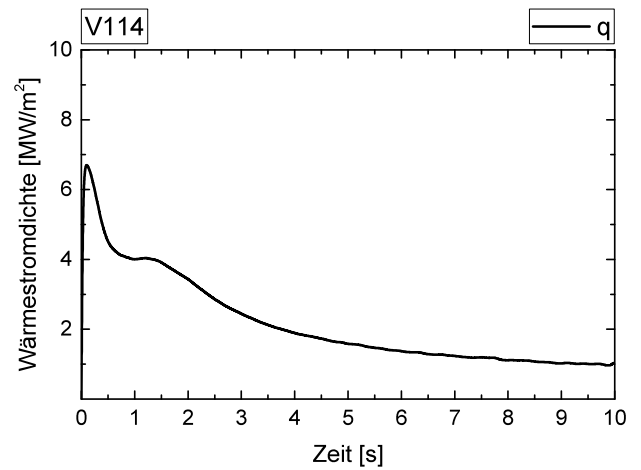
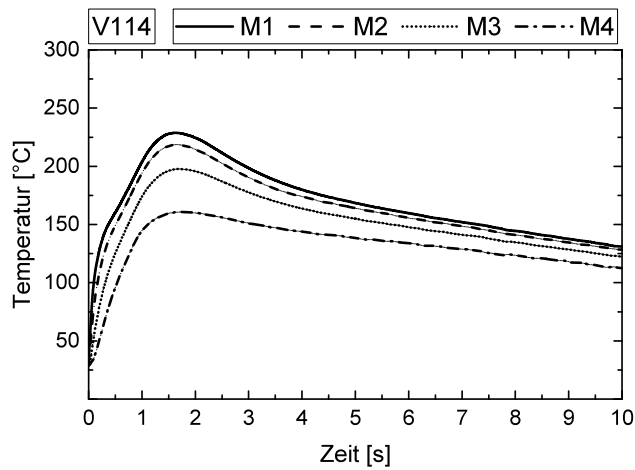
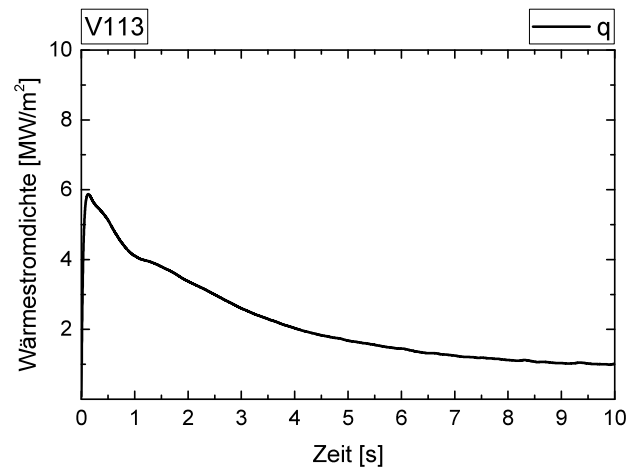
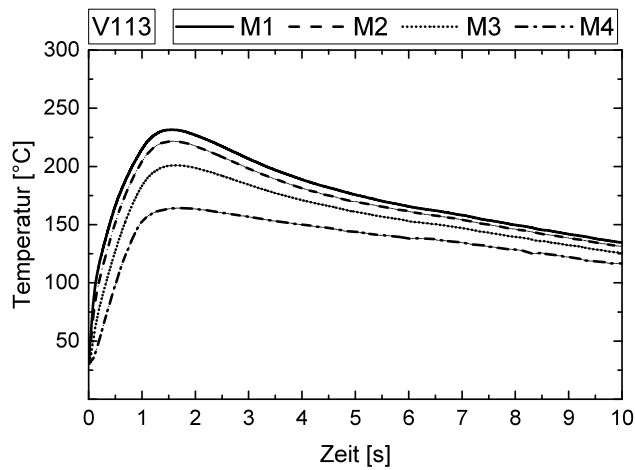


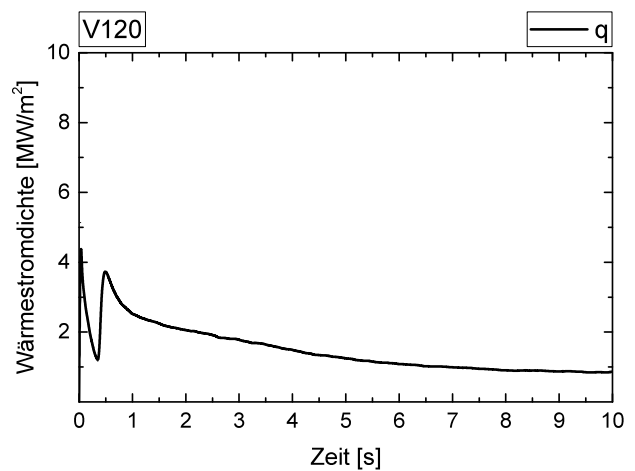
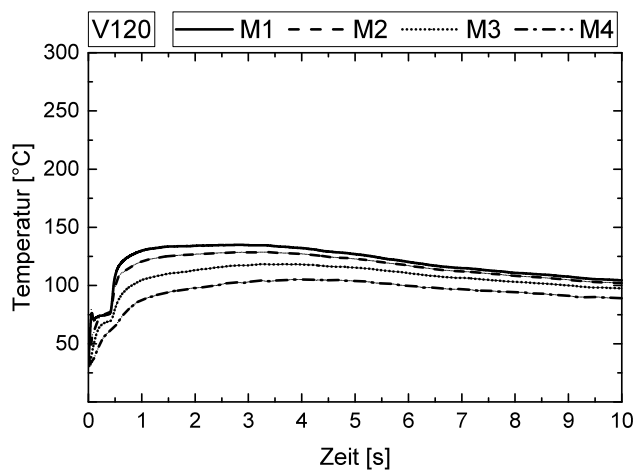
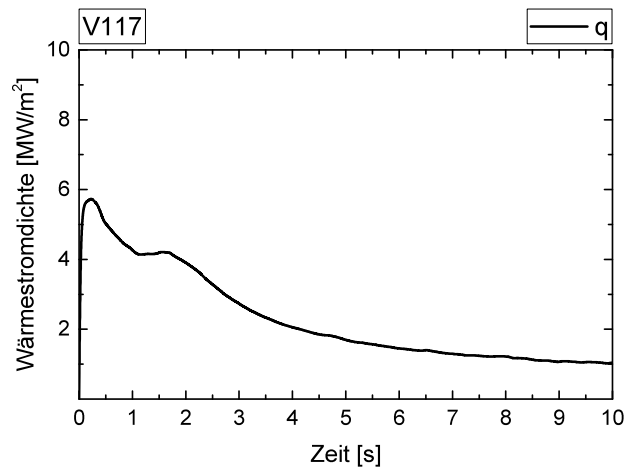
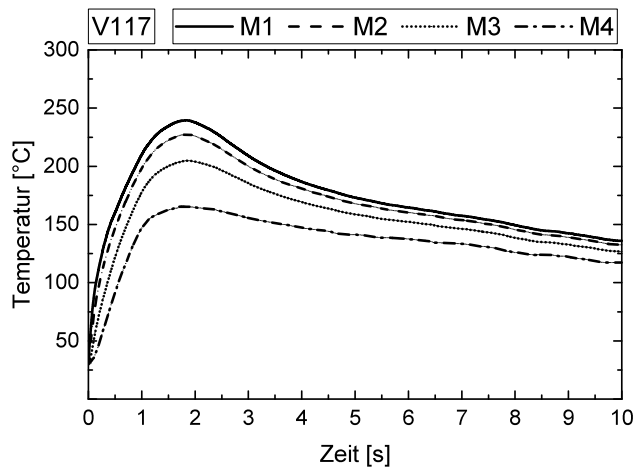
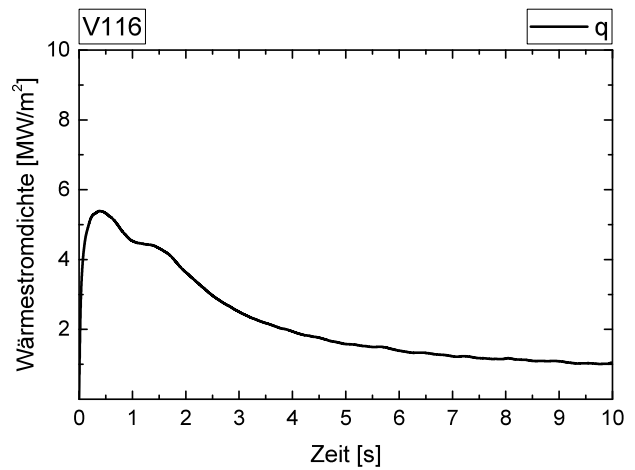
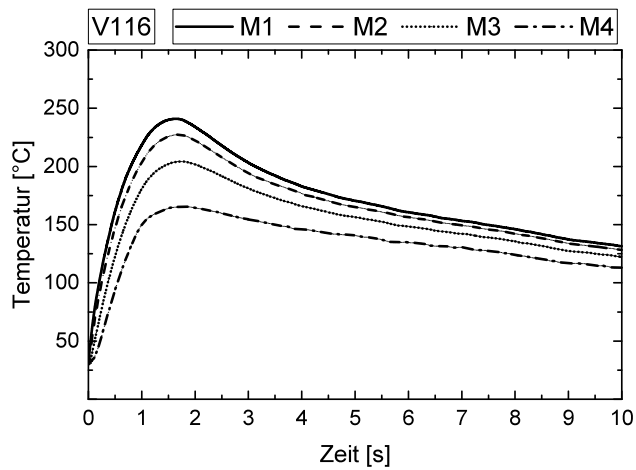


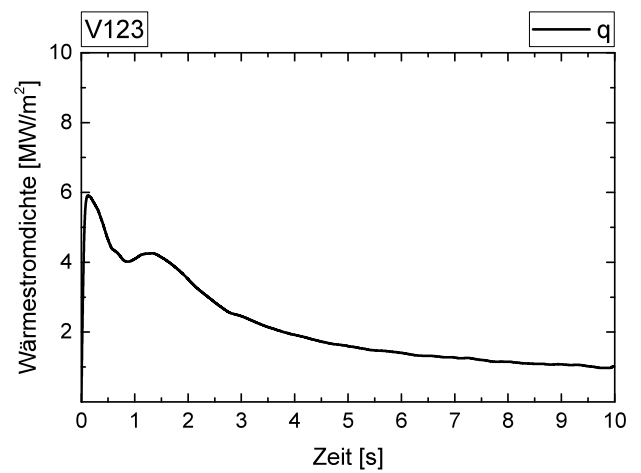
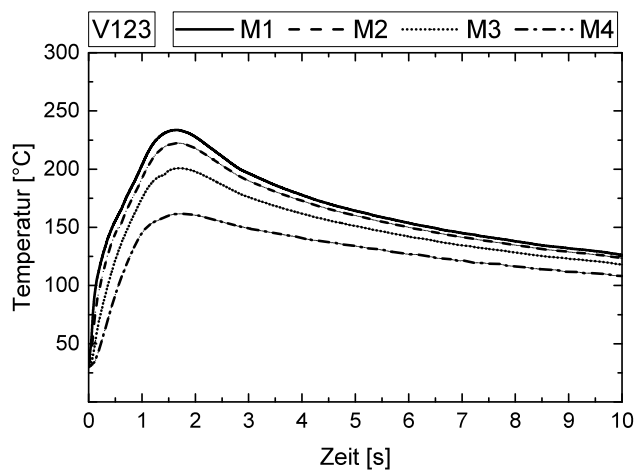
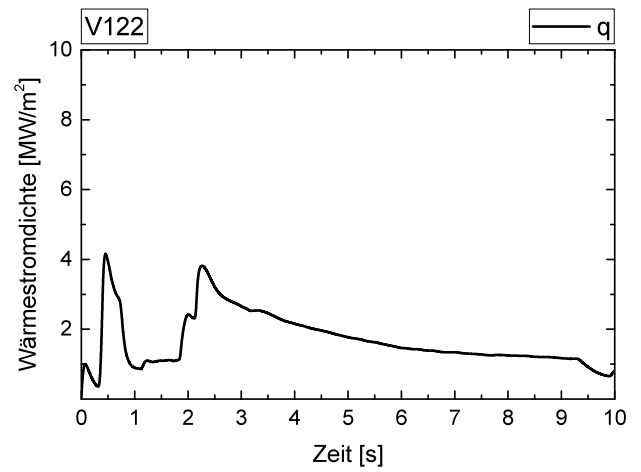
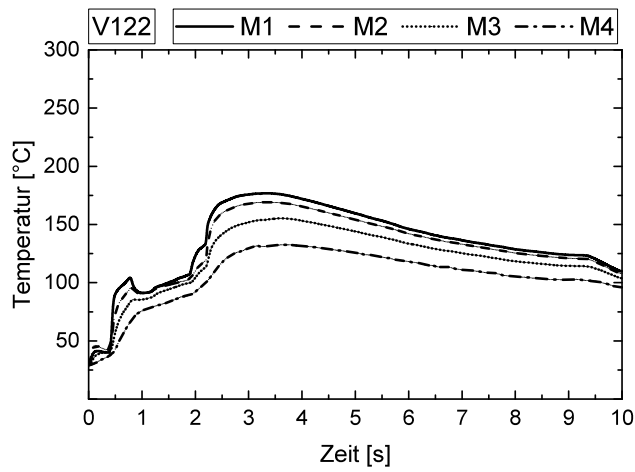
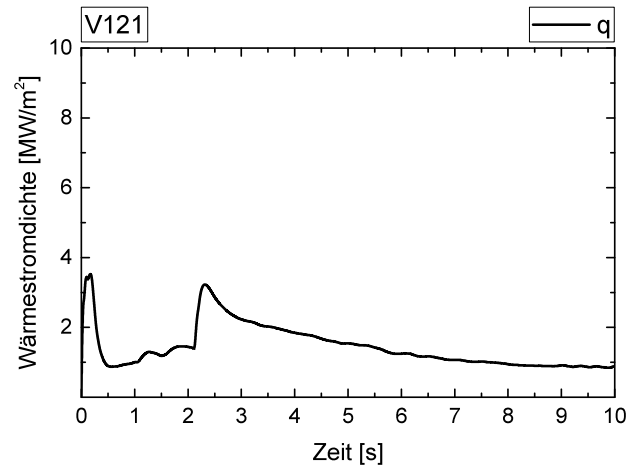
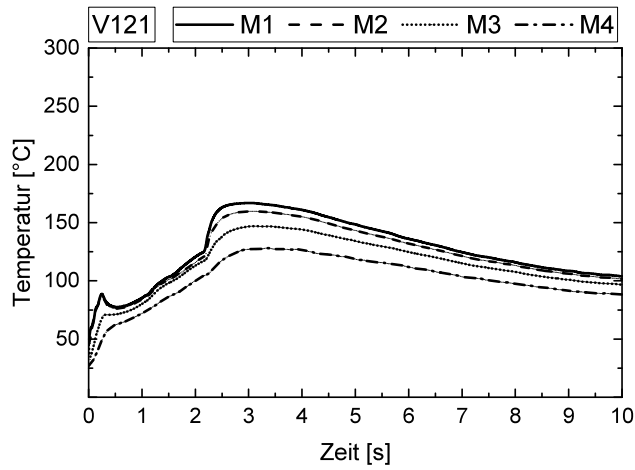


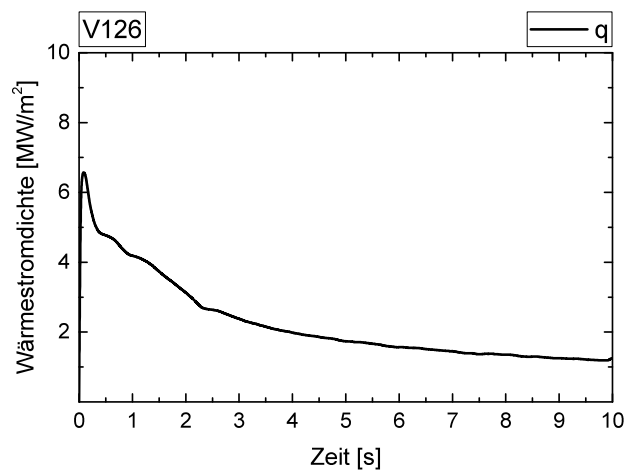
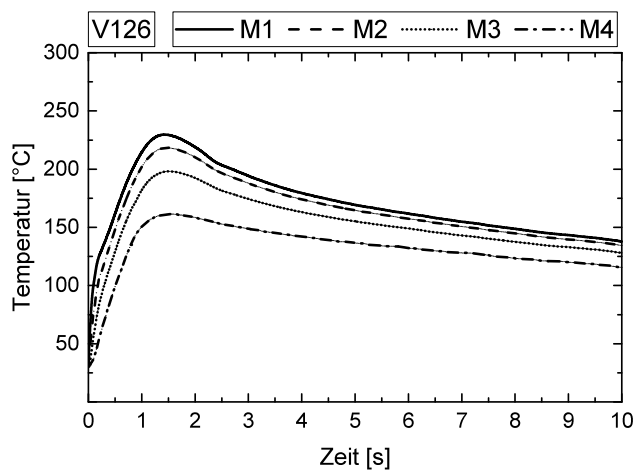
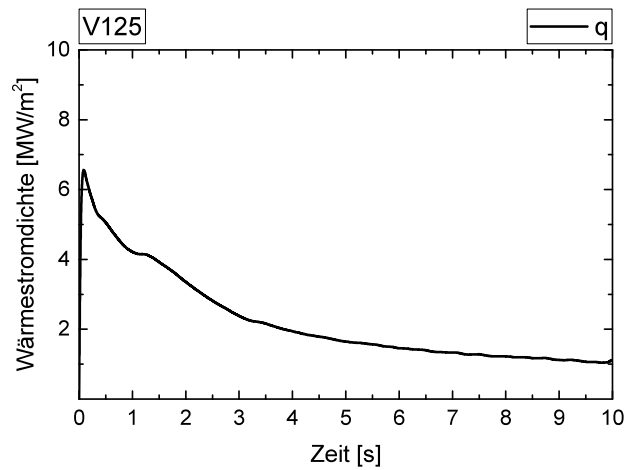
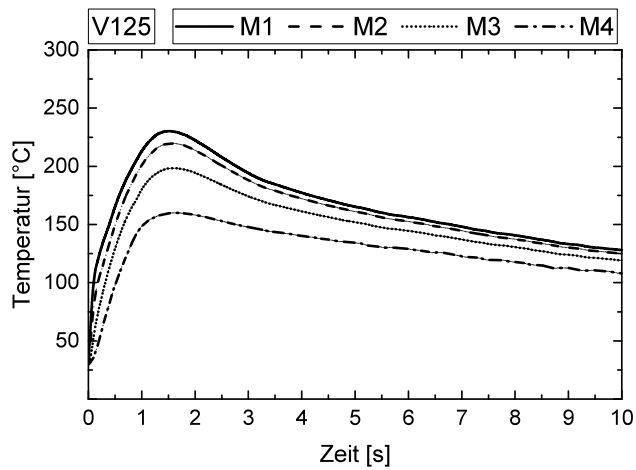
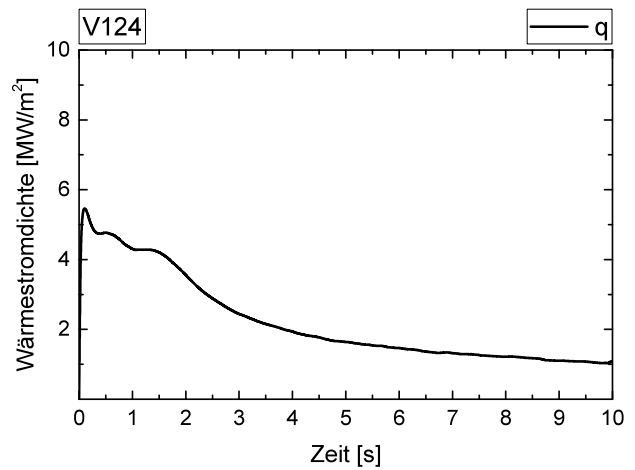
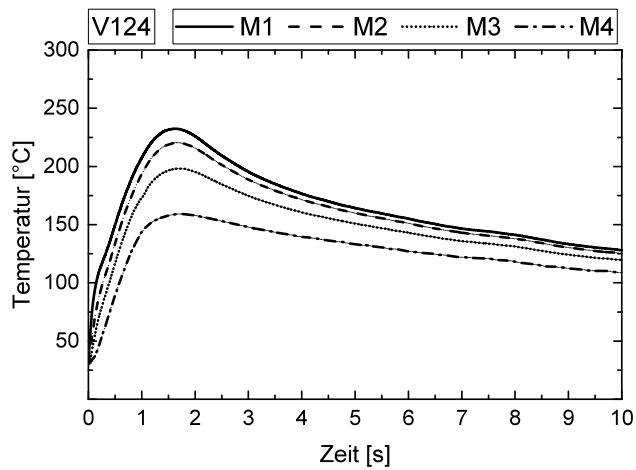


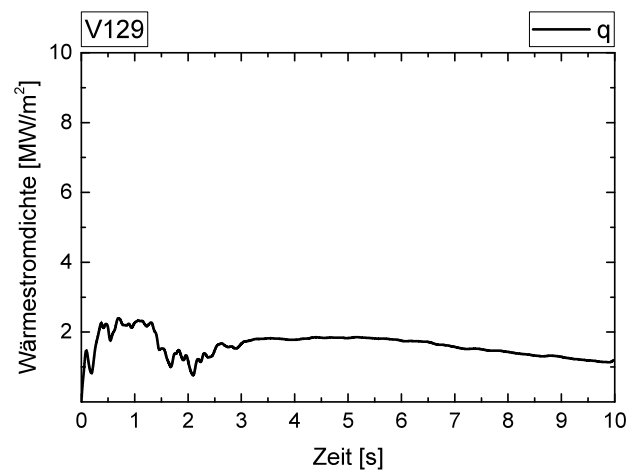
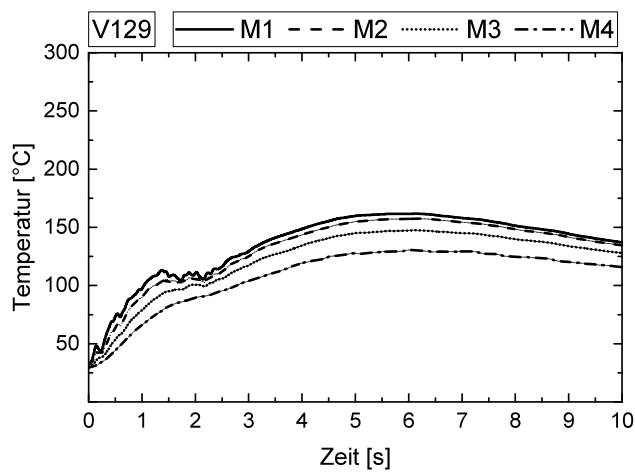
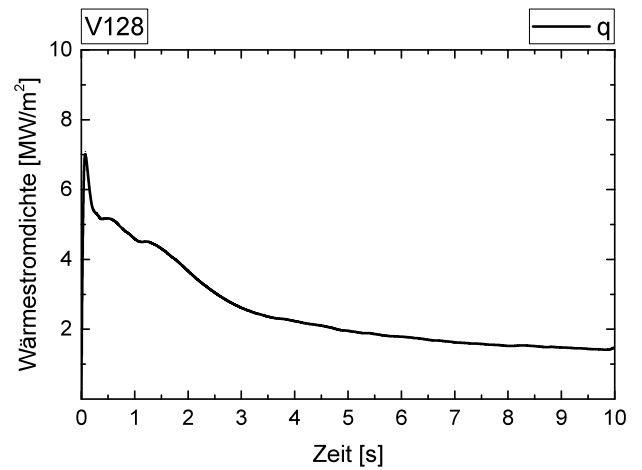
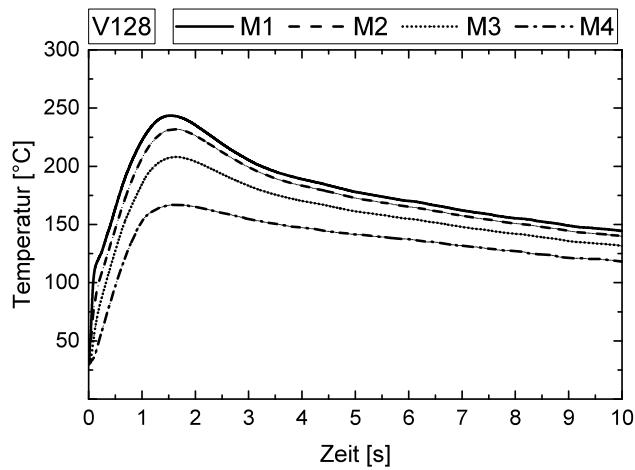
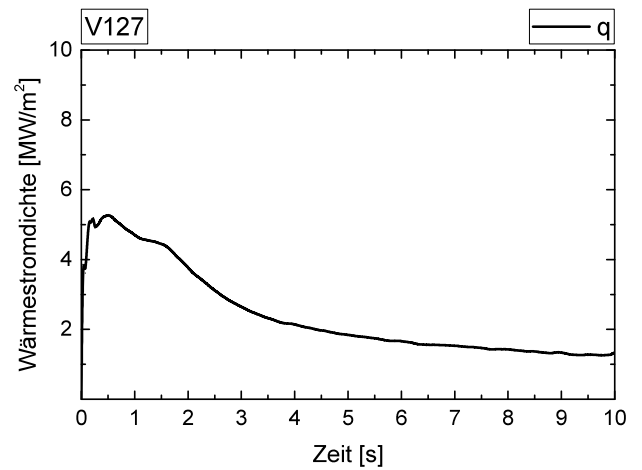
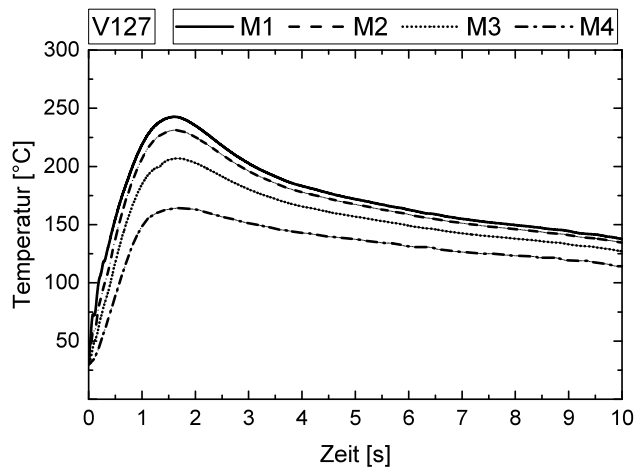


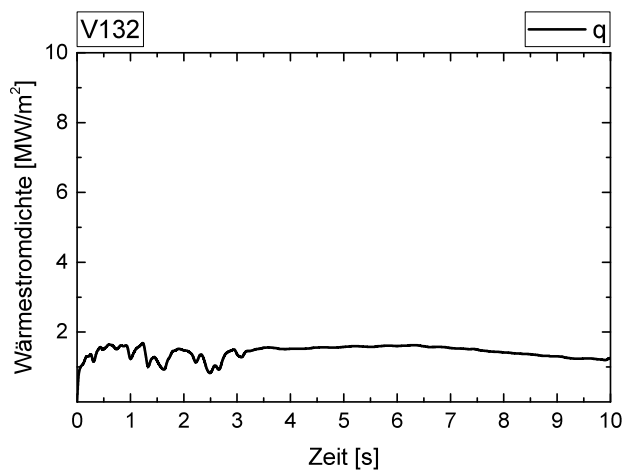
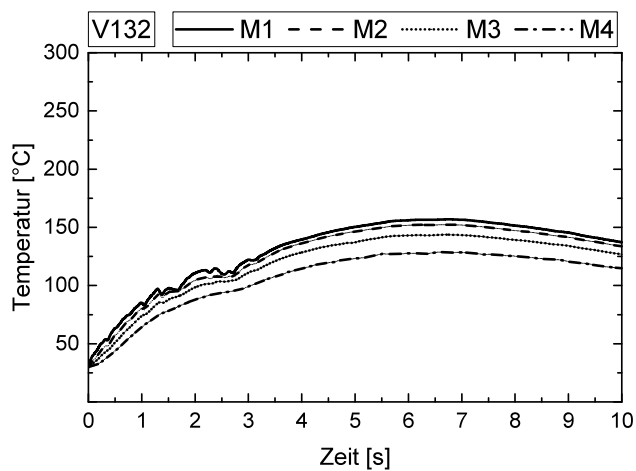
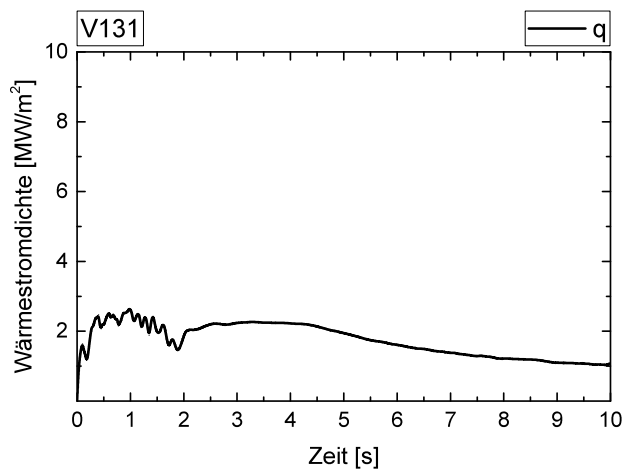
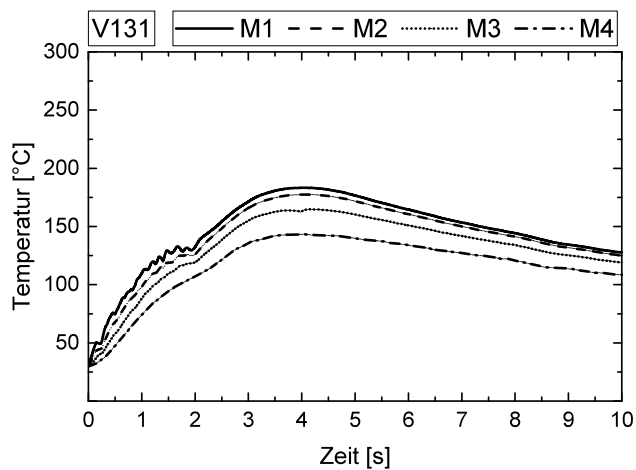
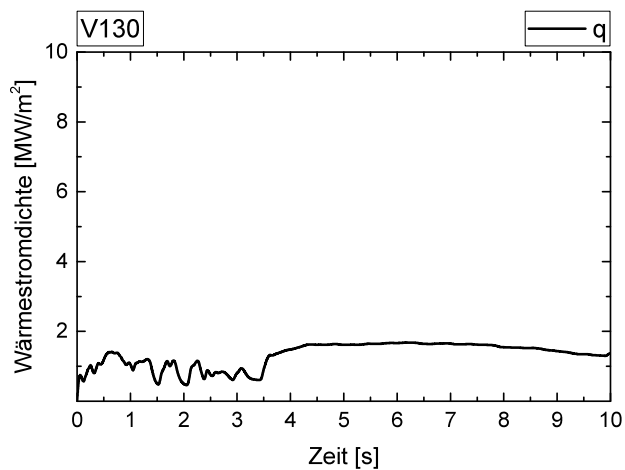
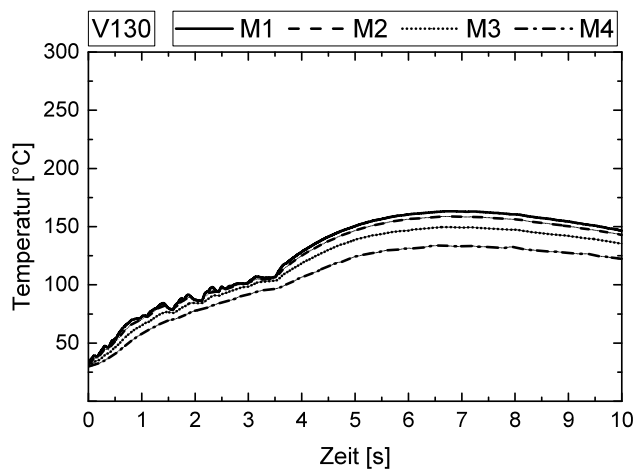


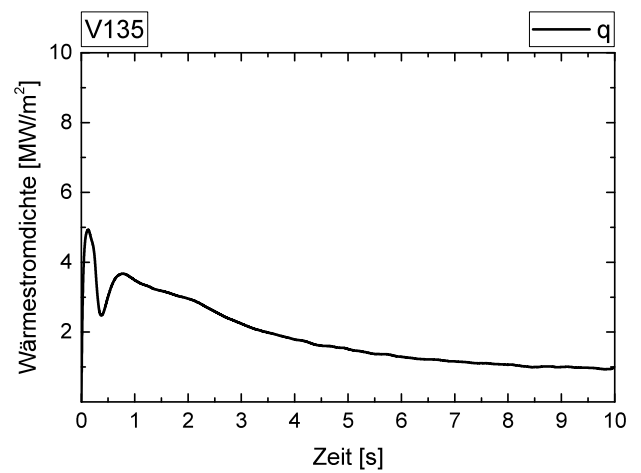
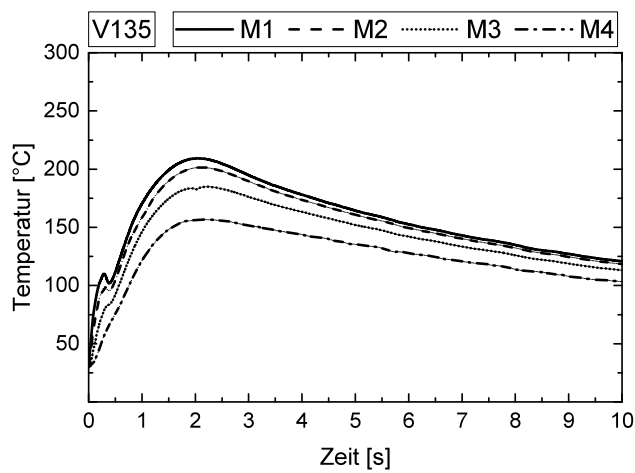
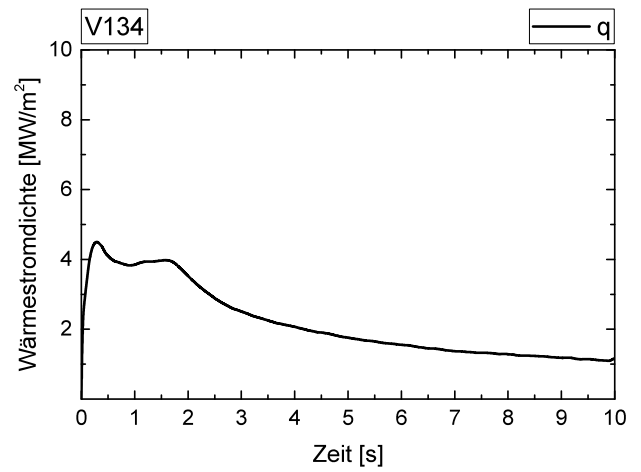
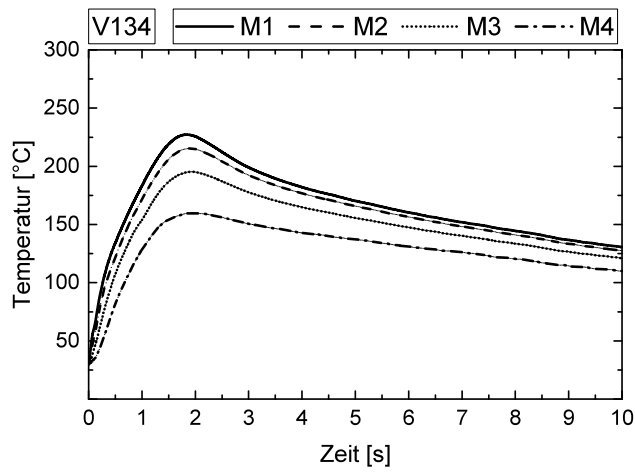
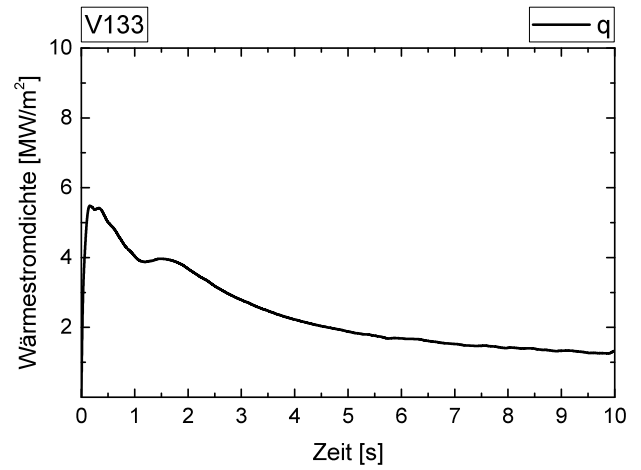
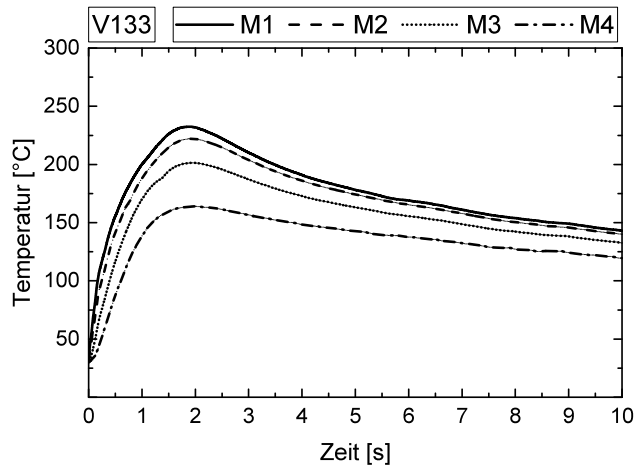


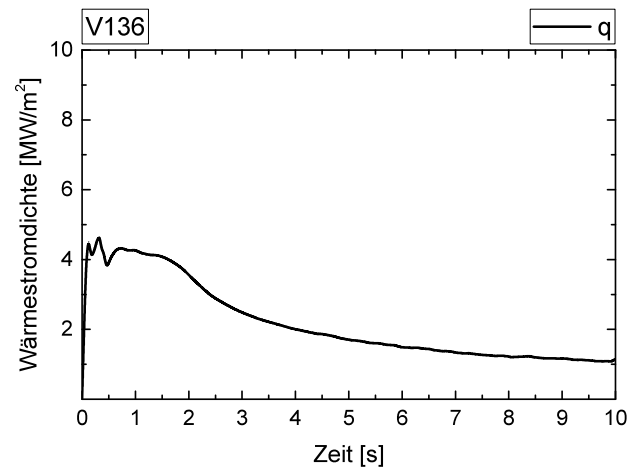
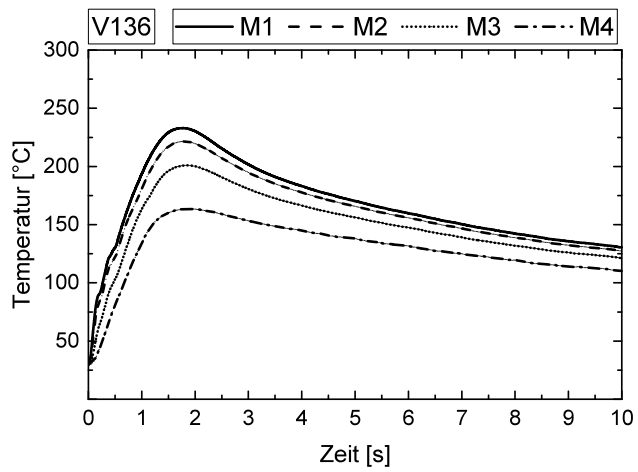




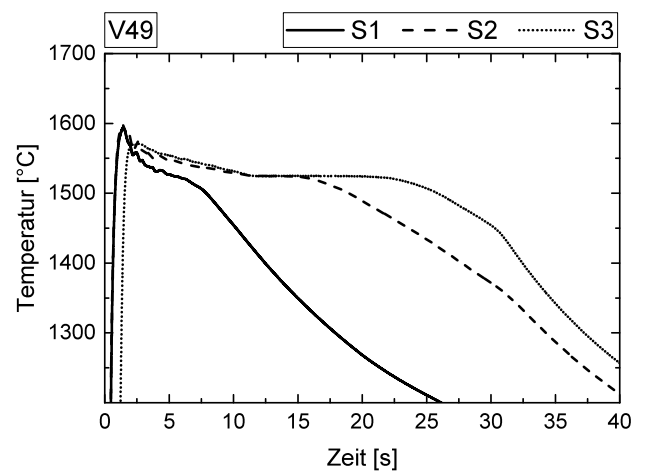
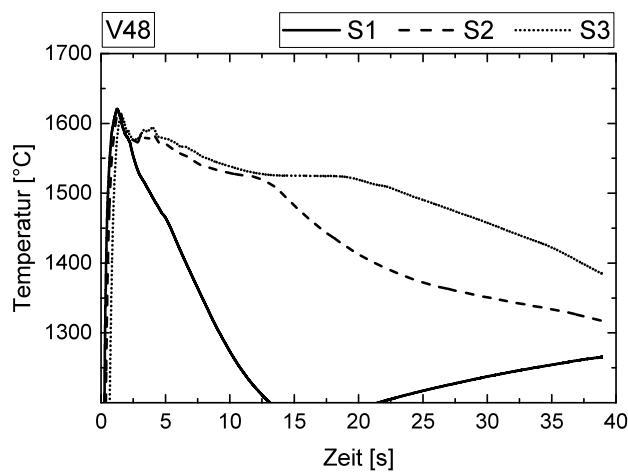
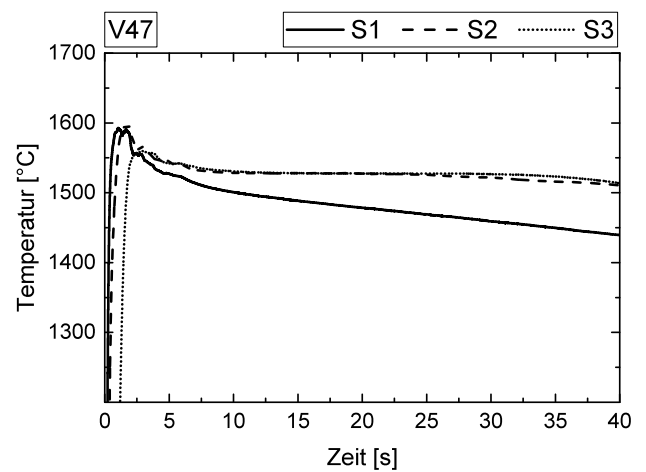
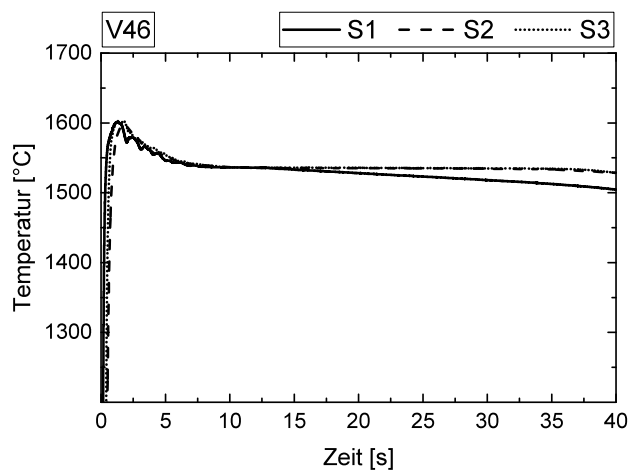
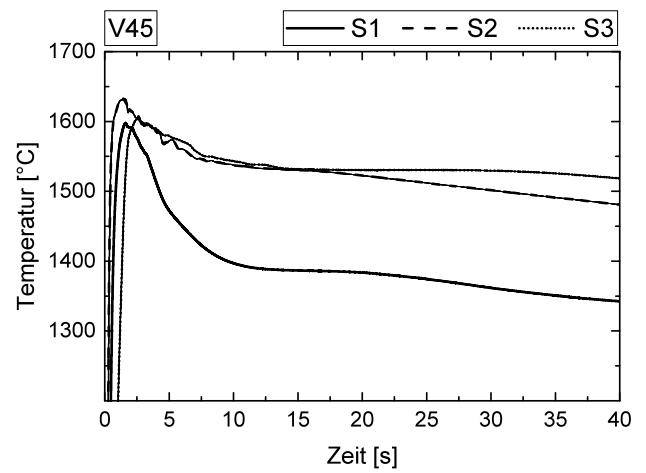
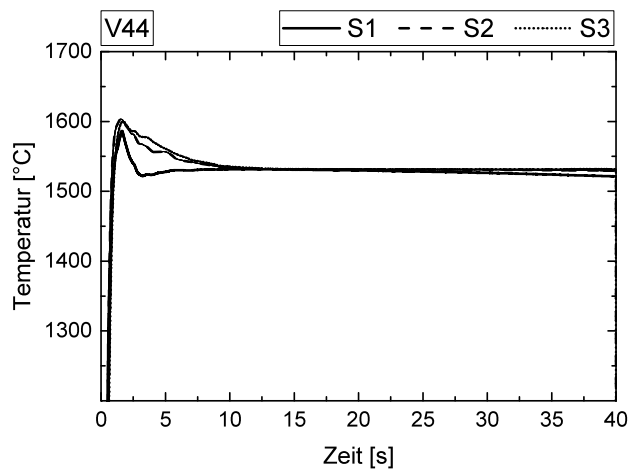


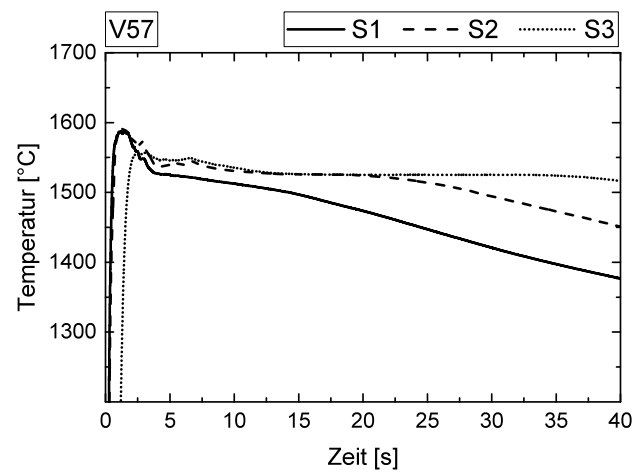
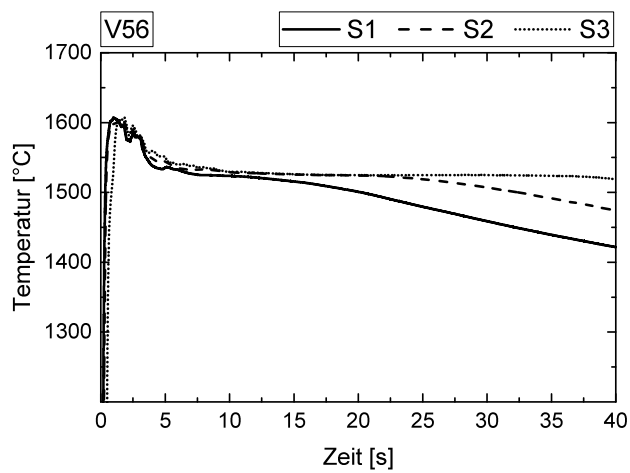
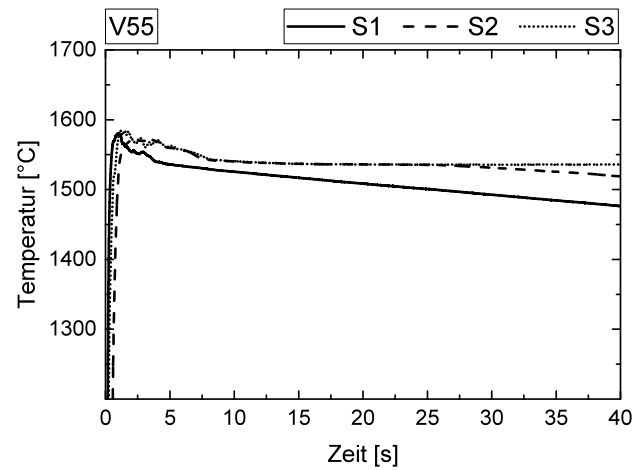
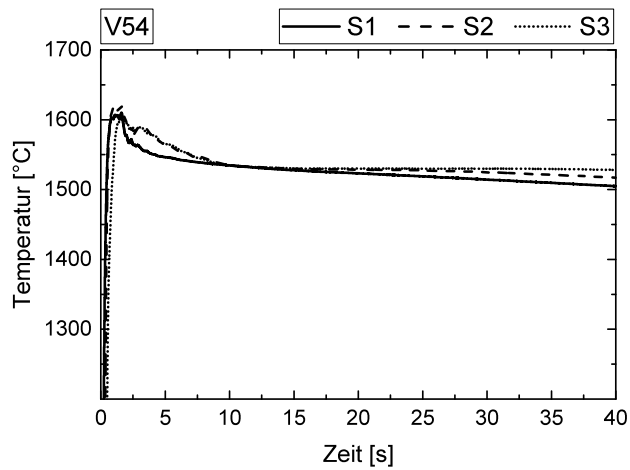
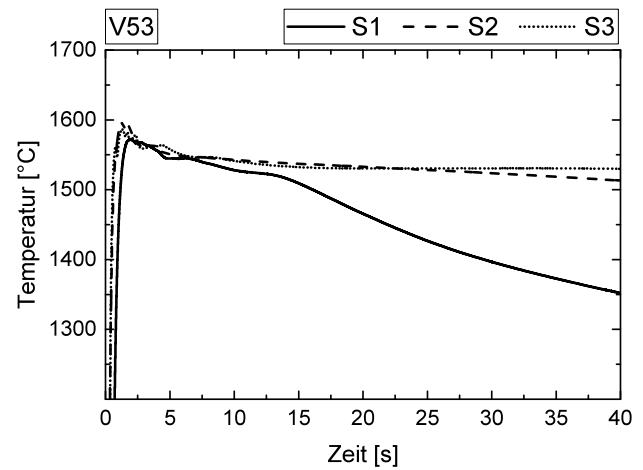
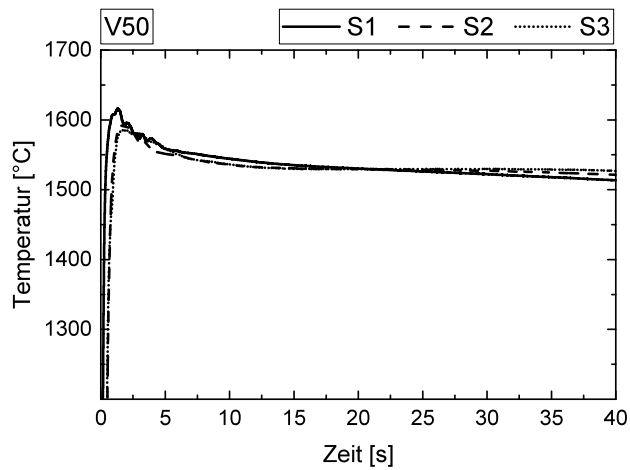


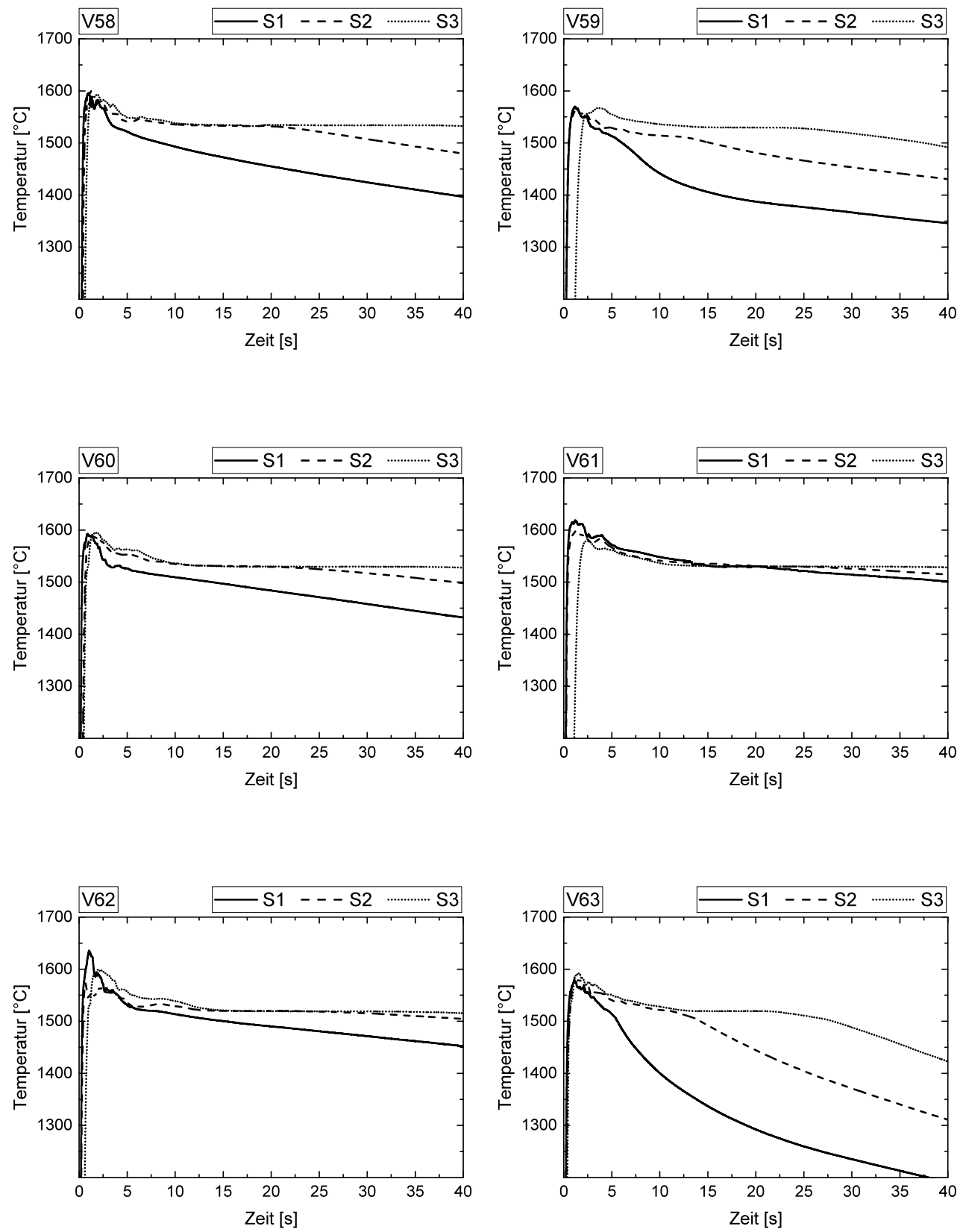


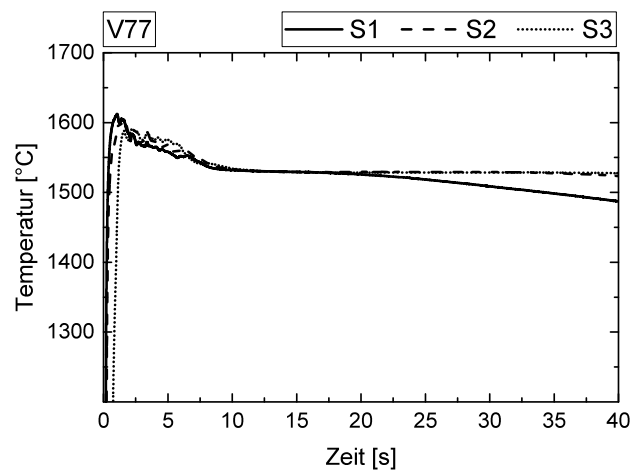
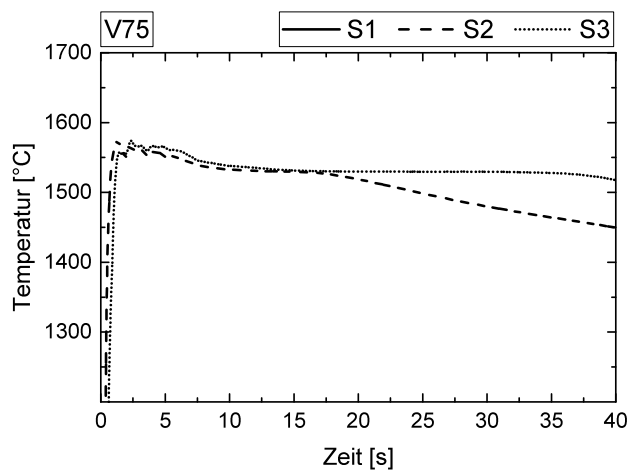
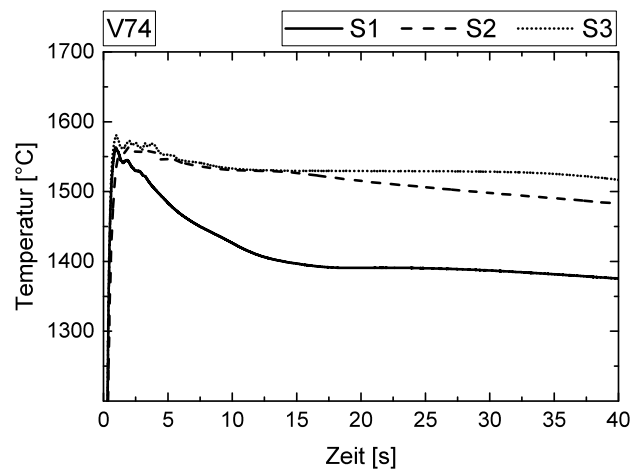
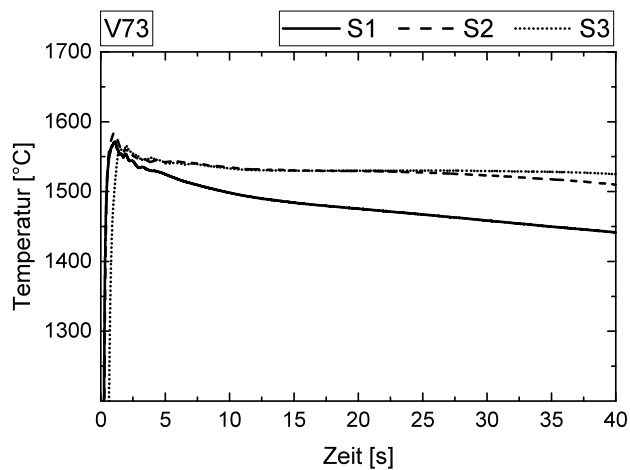
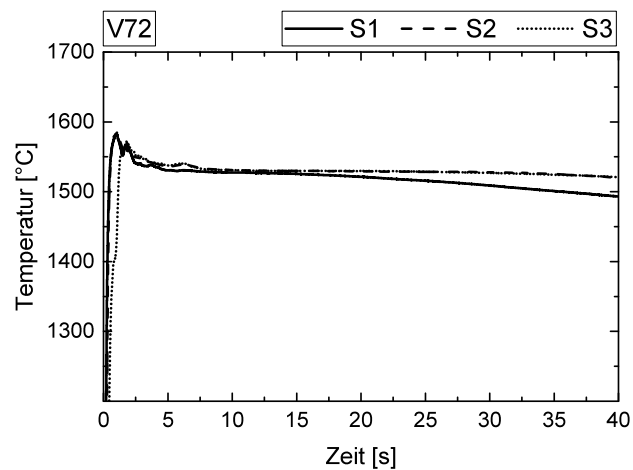
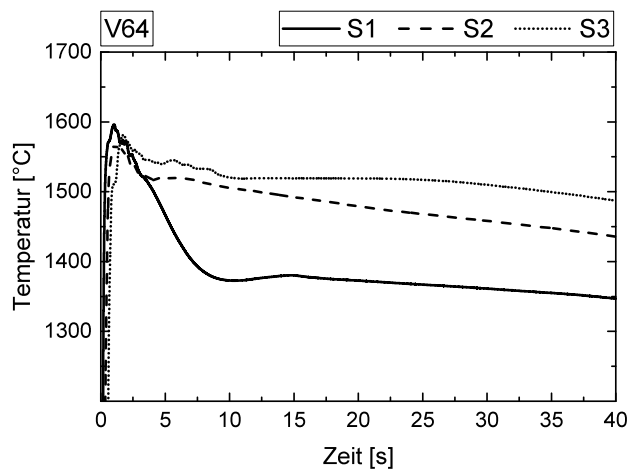


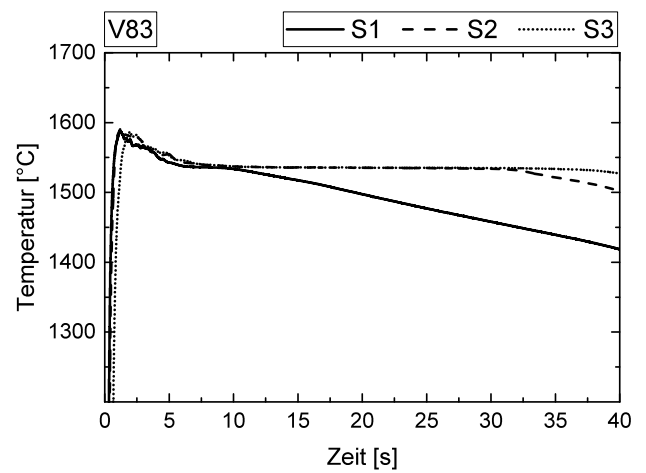
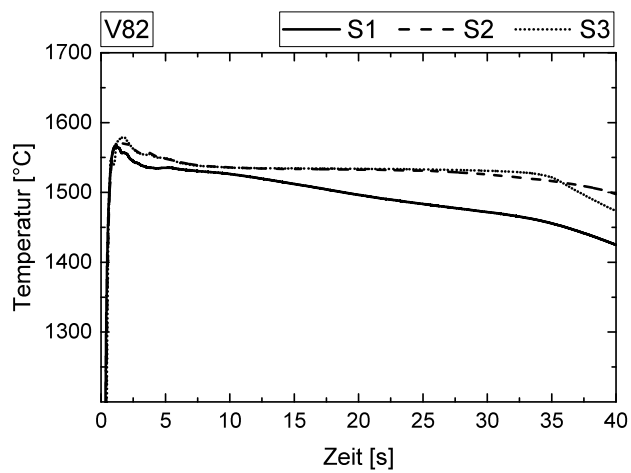
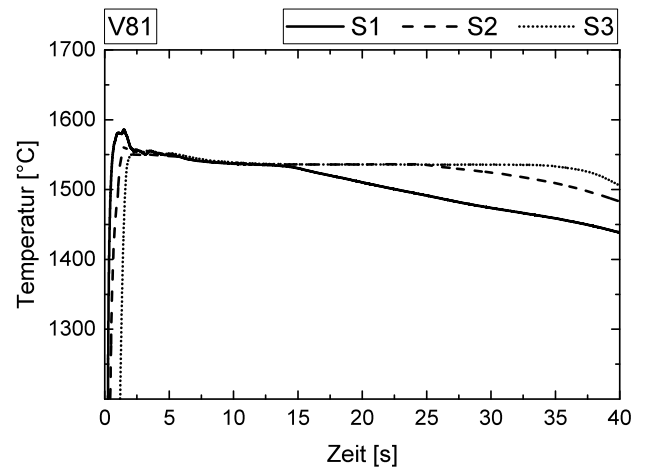
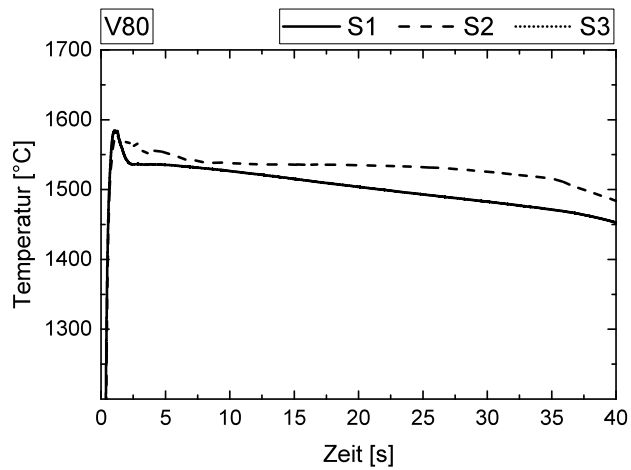
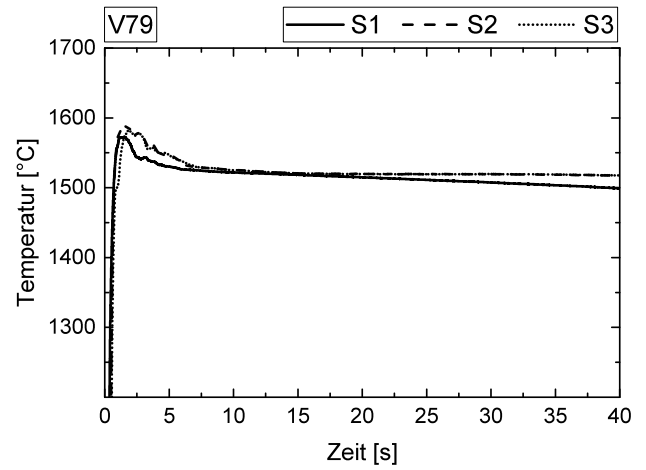
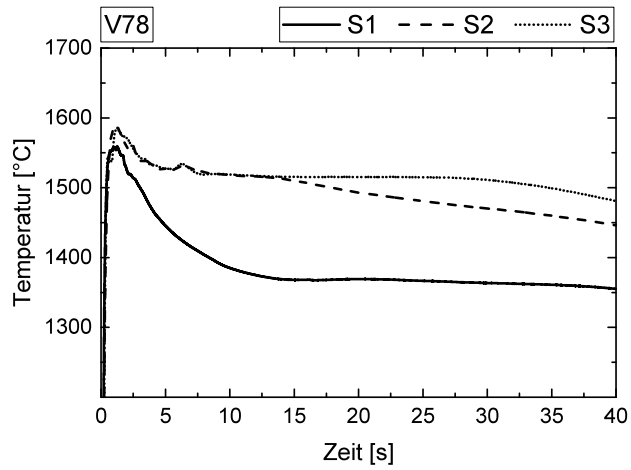
8.3 Einzelergebnisse der Tauchmessung

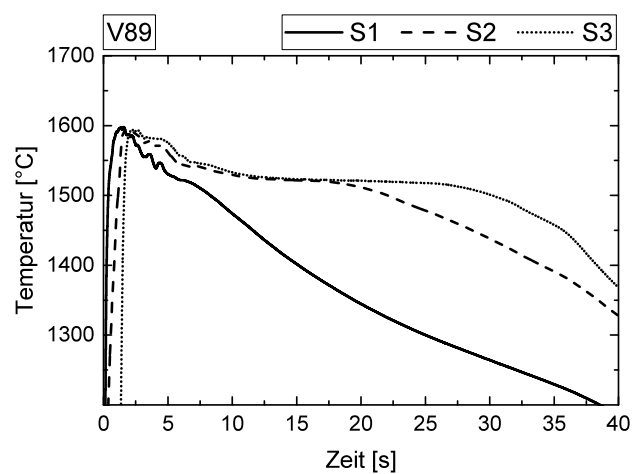
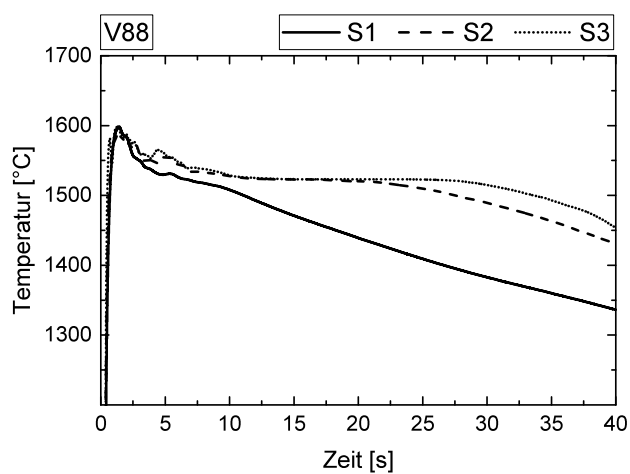
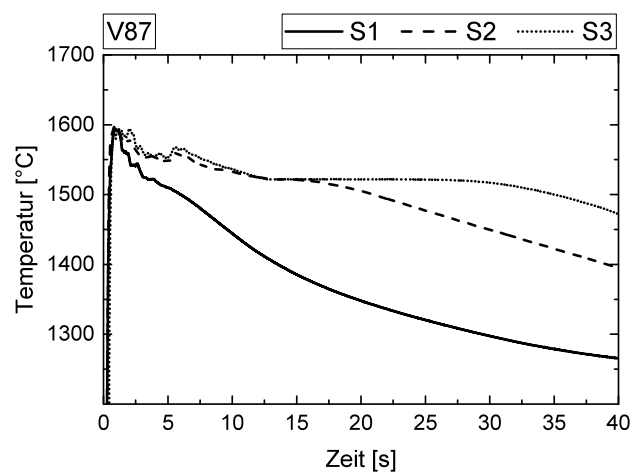
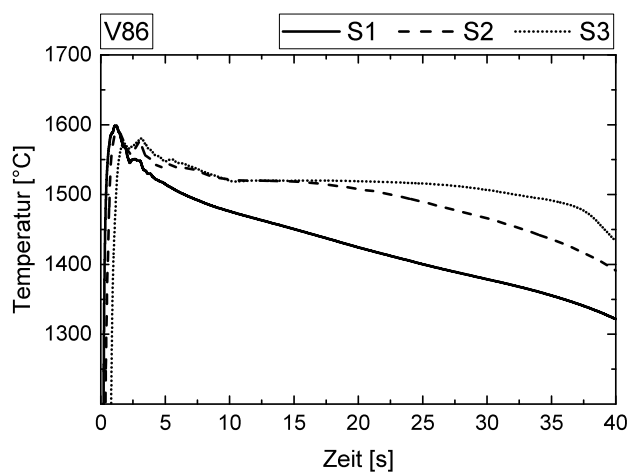
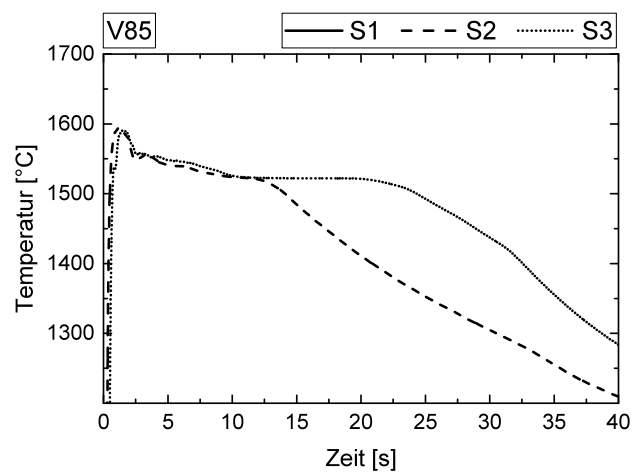
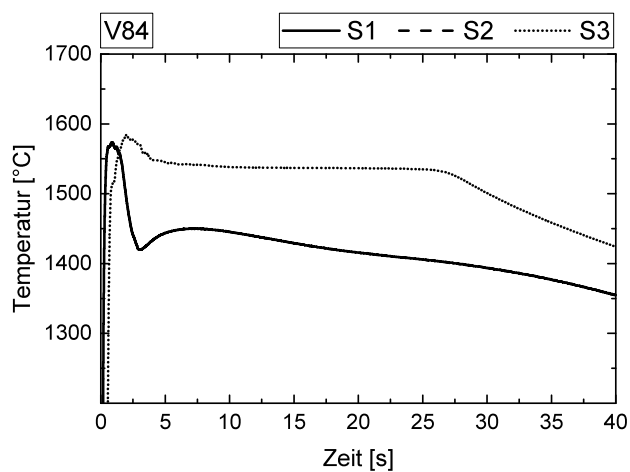


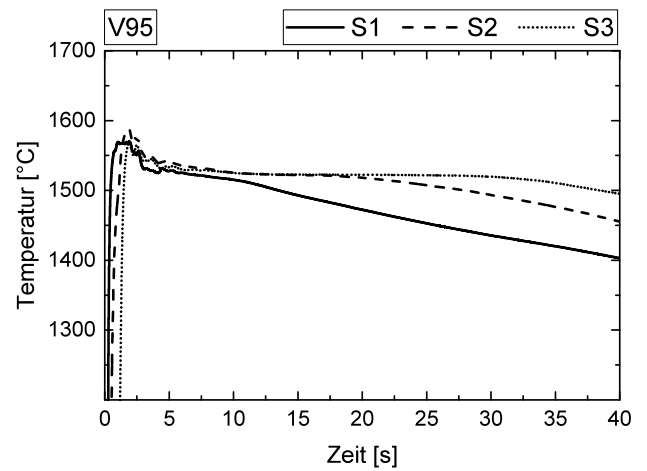
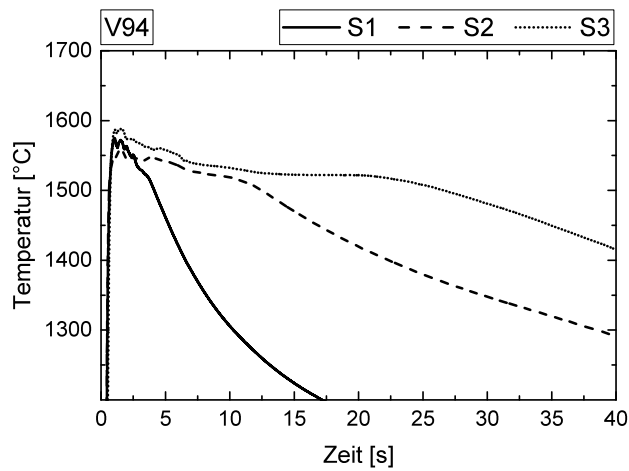
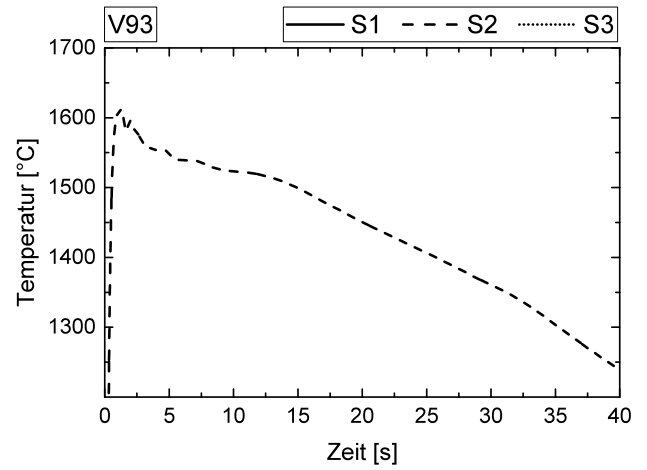
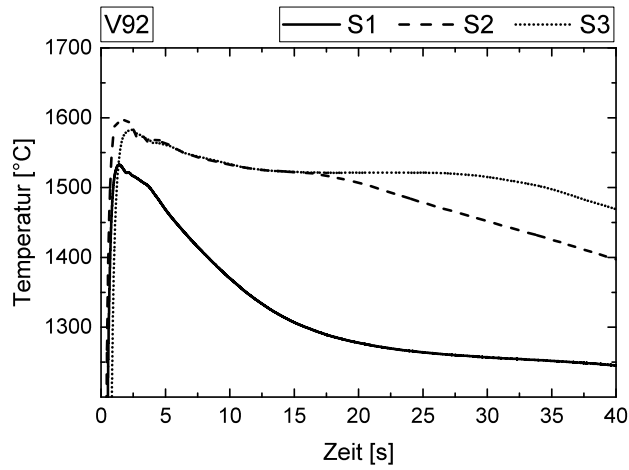
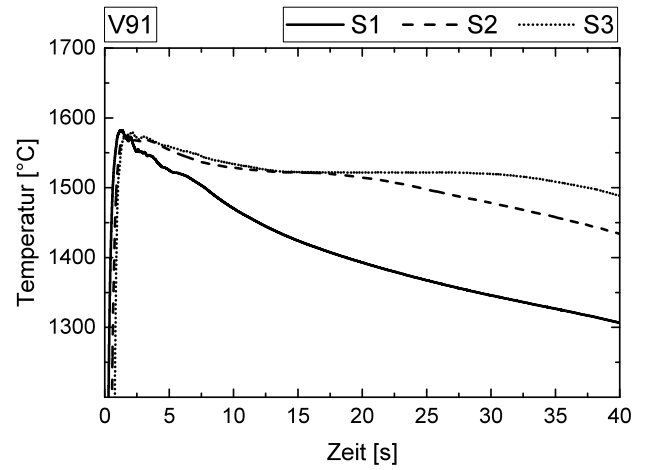
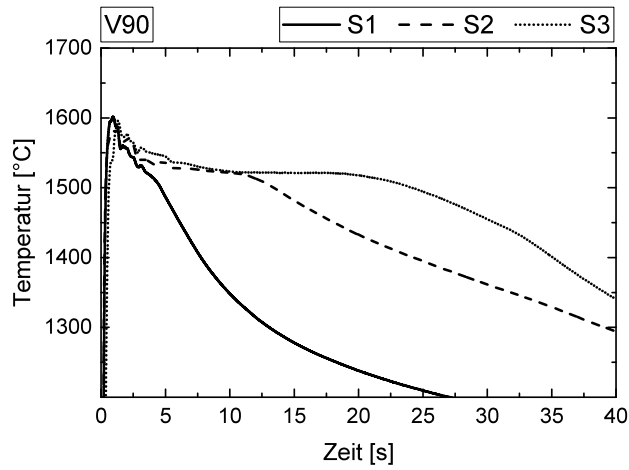


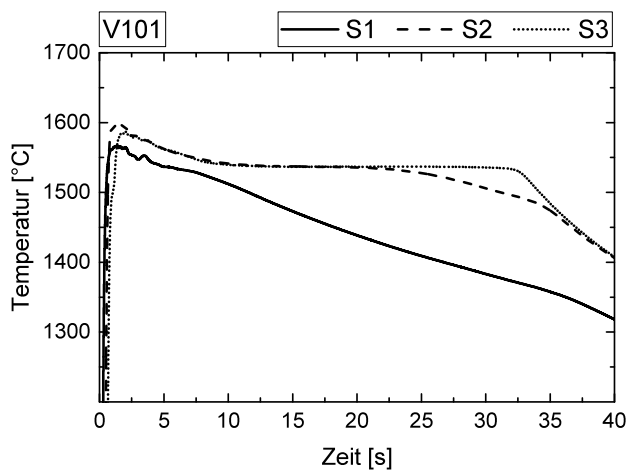
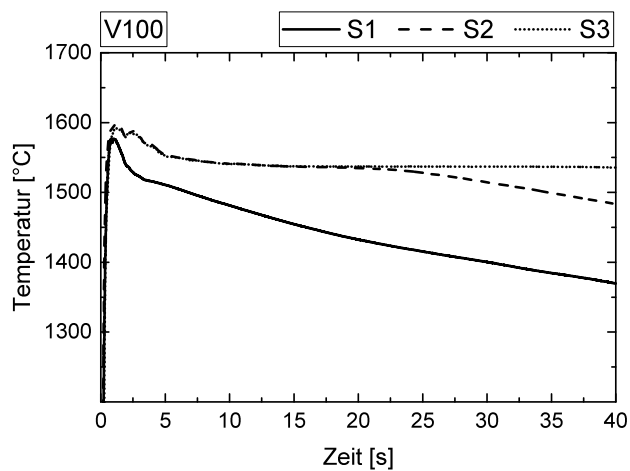
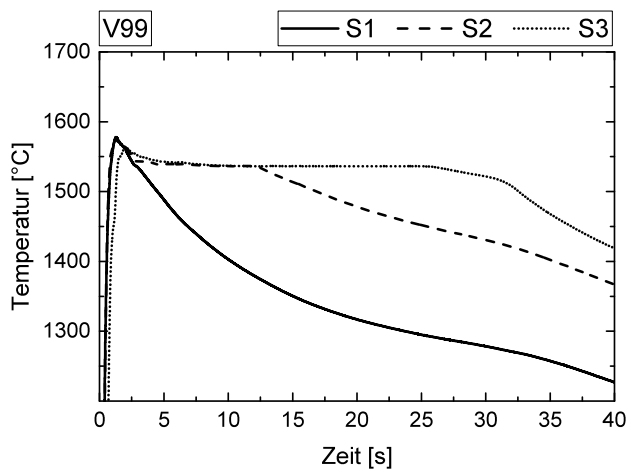
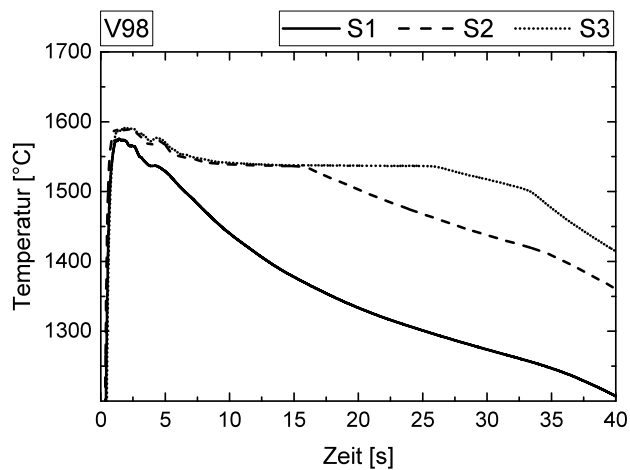
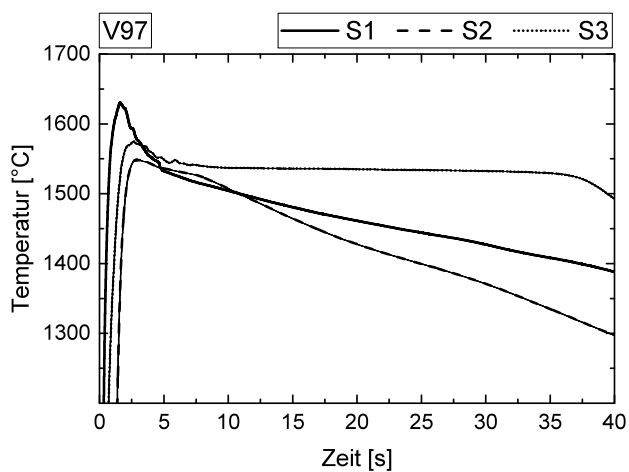
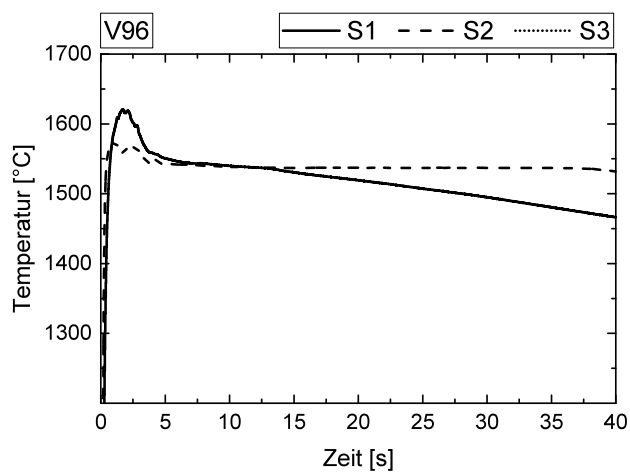












Abbildungsverzeichnis

2.1	Einteilung von Flachstahl-Gießprodukten anhand ihrer Dicke nach [7]	3
2.2	Schematischer Aufbau einer Twin-Roll Anlage (<i>links</i>) und einer DSC-Anlage (<i>rechts</i>) von der Schmelzenzuführung bis zum ersten Treiberrollenpaar	5
2.3	Skizze der Clausthaler Technikumsanlage	9
2.4	Foto der Clausthaler Technikumsanlage	9
2.5	Skizze des vorderen Casterabschnitts mit den wichtigsten Anlagenkomponenten .	11
2.6	Warmbandcoil der Technikumsanlage (Güte: X4 MnSiAl 25-2.5-2.5, Gewicht: ca. 1t)	11
2.7	Aufbau der Grenzschicht mit Erstarrungslinsen, Wärmeströmen und Benetzungsqualität: gute Benetzung (<i>linkes Teilbild</i>), schlechte Benetzung (<i>rechtes Teilbild</i>), nach [4, 38, 39]	15
2.8	Zeitliche Entwicklung von Temperaturverläufen zwischen Schmelze und Kokille, nach [46]	17
2.9	Schematische Darstellung des Gießquerschnittes als thermische Widerstände . .	18
2.10	Schematische Darstellung möglicher q -Verläufe (<i>typischer Verlauf</i> : Daten aus [78])	23
2.11	Wertebereich der Wärmestromdichte bei der Erstarrung von Eisen- und Stahlschmelzen für Untersuchungen mit unterschiedlichen Auswerteziträumen	25
2.12	Zusammenhang zwischen Rollenrauheit	29
2.13	Substratstrukturen bei Eintauchexperimenten. Nr.1: [42], Nr.2: [61, 78], Nr.3: [62]	30
2.14	Heißseitige Oberflächen einer erstarrten Kupferlegierung in Abhängigkeit des Nutenabstandes (Zahlenangabe: Oberflächenqualität bzw. Nutenabstand [μm]) [62]	30
2.15	Optische Eindrücke (a) und Temperaturverlauf (b) eines Gussbandes nach Verlassen eines Twin-Roller Rollenspaltes. Gießrollenmodifikation: Linke Hälfte glatt, rechte Hälfte mikroskopisch mit deterministisch verteilten Eindrücken (ca. 0.6 mm Durchmesser) strukturiert [24]	31

2.16	Aufnahmen der Keimstellen auf der Unterseite eines Kupfergussstückes (a) und der Topografie des Kupfersubstrates (b) [37]	32
2.17	Entwicklung des therm. Kontaktwiderstandes bei unterschiedlichen mikroskopischen Rauheiten der Substratfläche, nach [39]	33
2.18	Wärmestromdichte für ein Tropfenexperiment mit Aluminiumtropfen auf Substraten unterschiedlicher Rauheiten, nach [51]	33
2.19	Einfluss der Substratrauheit auf den Wärmeübergangskoeff. h_1 bei der flüssigen Abkühlung, nach [59]	34
2.20	Wertebereiche des Wärmeübergangskoeff. α für div. Rollenmaterialien und Rauheiten, nach [23]	34
2.21	Ergebnisse aus Substratversuchen mit unterschiedlichen Oberflächenbeschaffenheiten (1. Ziffer: Sickenabstand [μm], 2. Ziffer: Sickentiefe [μm]), nach [62]	34
2.22	Kaltseite (oben) und Heißseite (unten) dreier Strangschalen, erstarrt auf Substraten mit glatter (a), 2D (b) und 3D Struktur (c); Eintauchzeit: 9 s, nach [92]	35
2.23	Modellvorstellung des Einflusses glatter (a) und makroskopisch strukturierter (b) Flächen auf die Erstarrung und den Strangquerschnitt, nach [92]	35
2.24	Effekt eines makroskopisch strukturierten Bandes, nach [90]	36
2.25	Effekt eines glatten Bandes, nach [90]	36
2.26	Numerisches Erstarrungsmodell mit sinusförmiger Kokillengeometrie, nach [93] .	37
2.27	Wirkungsprinzip des kritischen Wellenlängenbereiches Λ_{krit} auf die Gastaschenbildung und die Erstarrungsfront, nach Yigit und Hector [94]	37
2.28	Abkühlgeschwindigkeiten verschiedener Gießverfahren, nach [12]	39
2.29	Foto eines Tropfenexperimentes mit einer hochmanganhaltigen Schmelze in Ar-H ₂ -Atmosphäre [101]	39
2.30	q_{max} -Werte bei Eintauchexperimenten nach sukzessiven Eintauchvorgängen, nach [42, 50]	41
2.31	Gussgefüge bei konsekutiven Eintauchexperimenten: a erstes Eintauchen, b drittes Eintauchen, c sechstes Eintauchen (Bereich mit gutem Kontakt), d sechstes Eintauchen (Bereich mit schlechtem Kontakt), nach [42]	42
2.32	Wärmeübergangskoeff. bei Überlaufexperimenten mit Beschichtungen (s. Tab. 2.11), nach [71]	43
2.33	Effekt unterschiedlich dick aufgetragener Graphitschichten auf den Wärmeübergang, nach [107]	43

2.34	Gussbandunterseite eines 3mm dicken Stranges mit Kontaktbereich eines unbeschichteten (<i>links</i>) und ölbeschichteten (<i>rechts</i>) Substrats, nach [109]	44
2.35	Wärmeübergangskoeffizienten bei Blockgussexperimenten in unterschiedlicher Umgebungsatmosphäre, nach [110]	46
2.36	Abbildungsverhalten der Schmelze im Bereich einer Twin-Roll Rollenausuchtung unter Argon- (a) und Stickstoffatmosphäre (b), nach [24]	46
2.37	Einfluss von Helium auf die maximale Wärmestromdichte bei einer Stahlschmelze (Stahlgüte: 1.4301; Restatmosphäre: Argon), nach [78]	48
2.38	Integrale Wärmestromdichte einer RSH-Güte in Abhängigkeit des gelösten Stickstoffgehaltes (Twin-Roll), nach [48]	49
2.39	Einfluss der Atmosphäre auf den Verlauf der Wärmestromdichte einer Fe-Cr-Al Schmelze, nach [79]	49
2.40	Einfluss von Kohlenstoff auf den Gasspalt zwischen Kokillen- & Gussstückoberfläche, nach [124]	50
2.41	Zeitlicher Verlauf der Wärmestromdichten von Stählen mit verschiedenen C-Gehalten, nach [124]	50
2.42	Ergebnisse durchschnittlicher Wärmestromdichten von Knüppeln und Brammen mit verschiedenen Kohlenstoffgehalten, nach [128]	51
2.43	Dichteverlauf von Reineisen als Funktion der Temperatur (Messergebnisse und Regressionsfunktionen) [129]	52
2.44	Zusammenhang zwischen peritektischer Außenhaut (<i>rechts</i>) und heißseitigen Knoten (<i>links</i>), nach [125]	53
3.1	Casterbandlagerung (<i>links</i> : mit Stützrollen, <i>rechts</i> : mit Wabengitter)	56
3.2	Gussbandoberseiten (<i>links</i> : mit Stützrollen, <i>rechts</i> : mit Wabengitter)	56
3.3	Gussbandunterseiten (<i>links</i> : mit Stützrollen, <i>rechts</i> : mit Wabengitter)	56
3.4	Gussbandvermessung V368 (Casterbandlagerung: <i>Stützrollen</i>)	58
3.5	Gussbandvermessung V366 (Casterbandlagerung: <i>Wabengitter</i>)	58
3.6	Modellvorstellung zu den Wärmewiderstände beim DSC-Verfahren: Verwendung standardmäßiger Stützrollen (<i>links</i>) und des Wabengitters (<i>rechts</i>)	59
3.7	Modellvorstellung: Gussbandverwerfungen aufgrund von Temperaturdifferenzen, nach Spitzer [90]	60
3.8	Zusammenfassung der Teilziele in zeitlicher Arbeitsabfolge	61

3.9	Arbeitsablauf zur Erstellung einer Korrelation zwischen den Abkühlbedingungen und der Gussstückgleichmäßigkeit	62
3.10	Vakuuminduktionsofen Leybold-Heraeus <i>IS1,5 / II</i>	64
3.11	Experimentalaufbau im versuchsfertigen Zustand vor (<i>links</i>) und nach (<i>rechts</i>) einem Heißexperiment	64
3.12	CAD Modell des Simulators mit den wichtigsten Komponenten (isometrische Schnittansicht)	66
3.13	Skizze des Simulators mit den wichtigsten Maßen (Angaben in Klammern sind einbaubedingt versuchsabhängig).	66
3.14	Spritzbild der Substratkühlung (Versuchseinstellungen: 2.5 <i>bar</i> Wasserdruck für Düsenstöcke, -300 <i>mbar</i> (<i>rel.</i>) Unterdruck im Rücklaufbereich des Unterbaus mit Falschlufteinleitung)	67
3.15	Skizze des genoppten Substrats mit den wichtigsten Maßen (Schnittansicht <i>Noppe</i> zeigt einen vertikalen Schnitt durch die Kupferplatte mit halber Noppe) . . .	67
3.16	Eingemauerte Tauchelementmessung mit Blick in Gießrichtung (unterer Bildrand: Wärmedämmung mittels Aluminiumsilikatfasermatte)	69
3.17	Temperaturmessdaten bei gleichzeitigem Auslesen nach <i>konventioneller</i> und <i>semi-intrinsischer</i> Messweise	71
3.18	Schematische Darstellung der Thermoelementmodifikation (<i>links</i> : Originalzustand, <i>rechts</i> : modifiziert im eingebauten Zustand)	72
3.19	Frontal- (<i>links</i>) und Seitenansicht (<i>rechts</i>) auf ein modifiziertes Thermoelement .	72
3.20	Messbolzen (genoppte Version) mit den wichtigsten Maßen (Abweichend: <i>V77-V79</i>)	72
3.21	Beispiele für eine reale Temperaturschwankung (1) und einen Kontaktfehler (2) .	73
3.22	Temperaturmessung des Rücklaufkühlwassers im Unterbau der Versuchsaparatur	75
3.23	Geber- und Messsignal für Sinusspannungen mit 740 Hz und 500 Hz Frequenz .	77
3.24	Geber- und Messsignal für Sägezahnspannung mit 500 Hz	77
3.25	Messapparatur zur Bestimmung der Offsets der substratseitigen Temperatursensoren	79
3.26	Abweichungen der Substratmessdaten vom Referenzfühler vor (<i>links</i>) und nach (<i>rechts</i>) den Schmelzexperimenten; <i>glattes Substrat</i>	80
3.27	Abweichungen der Substratmessdaten vom Referenzfühler vor (<i>links</i>) und nach (<i>rechts</i>) den Schmelzexperimenten; <i>genopptes Substrat</i>	80
3.28	Skizze der zur Ermittlung der Ansprechzeit verwendeten Messapparatur	82

3.29	Antwortsignal eines Thermoelements und Fit-Kurve bei Kupferkontakt sowie charakteristische Kennwerte ($T_{\text{amb}} = 51\text{ °C}$, $T_e = 161\text{ °C}$)	83
3.30	Konditionierung der Substratmessdaten: Offsetbereinigung und Festlegung von t_0 (<i>oben</i> : Rohdaten; <i>unten</i> : korr. Daten)	85
3.31	Datenkonditionierung der Tauchelemente: Offsetbereinigung (<i>oben</i> : Rohdaten; <i>unten</i> : korr. Daten)	86
3.32	Lage des kartesischen Koordinatensystems an der Gussprobe bzw. dem Substrat	90
3.33	Beispiele der Kategorien A, B und C für die Beurteilung der numerischen Ergebnisse	92
3.34	Vergleich einer direkten und inversen Berechnung der Wärmestromdichte für Messdaten des Versuchs <i>V125</i>	93
3.35	Probenlängsschnitt mit eingegossenen Quarzglaskapillaren der gussstückseitigen Temperaturmessung (<i>links</i> : Probenrand, <i>rechts</i> : Probenmitte)	95
3.36	Lasermessung zur Bestimmung der Probenlängsschnitte	96
3.37	Beispielhafte Messbahn (<i>weiß</i>) einer Lasermessung auf Probe (V: vorne, H: hinten)	97
4.1	Fotos der Gussstückunterseiten (v.l.n.r.: Reineisen, Peritekt, Hyperperitekt), [V.-reihe: <i>C-Stahl</i> , <i>glatt</i>]	100
4.2	Abstand der Gussstückunterseite von der Substratoberfläche (Ansicht <i>Probenoberfläche</i> ; v.l.n.r.: Reineisen, Peritekt, Hyperperitekt), <i>weiße Punkte</i> markieren die Kontaktstellen, [V.-reihe: <i>C-Stahl</i> , <i>glatt</i>]	100
4.3	Fotos der ungereinigten Substratoberflächen nach dem Versuch (v.l.n.r.: Reineisen, Peritekt, Hyperperitekt) [V.-reihe: <i>C-Stahl</i> , <i>glatt</i>]	100
4.4	Erstarrungstypen (A-G) des Fe-C-X Legierungssystems (<i>oben</i>) mit schematischer Phasenentstehung (<i>unten</i>), nach Spitzer [95]	101
4.5	REM-Aufnahme der Probenunterseite <i>V51</i> (Insel: 1; Kanalarm: 2, 3, 4, 5)	102
4.6	Verläufe der Wärmestromdichten ausgewählter Einzelversuche [V.-reihe: <i>C-Stahl</i> , <i>glatt</i>]	105
4.7	Temperaturverläufe ausgewählter Einzelversuche [V.-reihe: <i>C-Stahl</i> , <i>glatt</i>]	105
4.8	Substrattemperaturen während der ersten zwei Sekunden nach Schmelzkontakt mit einer peritektischen Güte [V.-Nr.: <i>53</i> , Substrat: <i>glatt</i>]	106
4.9	Integrale Flächenenergie der Spannweite (<i>links</i> : glattes Substrat, <i>rechts</i> : genopp-tes Substrat) [V.-reihe: <i>C-Stahl</i>]	107

4.10 Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf den Verlauf der Wärmestromdichten [V.-reihe: <i>C-Stahl, glatt</i>]	109
4.11 Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf den Verlauf der Wärmestromdichten [V.-reihe: <i>C-Stahl, genoppt</i>]	109
4.12 Fotografische Aufnahmen der Gussstückunterseiten (v.o.n.u.: Reineisen, Peritekt, Hyperperitekt) [V.-reihe: <i>C-Stahl, genoppt</i>]	111
4.13 Normierte Probendicken nach Kohlenstoffklassen [V.-reihe: <i>C-Stahl, glatt</i>]	112
4.14 Normierte Probendicken nach Kohlenstoffklassen [V.-reihe: <i>C-Stahl, genoppt</i>]	112
4.15 Einordnung der Ergebnisse der V.-Reihe <i>C-Stahl</i> für das <i>glatte</i> und <i>genoppte</i> Substrat in die Zusammenstellung von Literaturwerten (Abb. 2.11, S. 25)	114
5.1 Fotos der Gussstückunterseiten (<i>links</i> : glattes Substrat, <i>rechts</i> : genopptes Substrat), [V.-reihe: <i>HSD Standard</i>]	116
5.2 Abstand der Gussstückunterseite von der Substratoberfläche (Ansicht Probenoberfläche; <i>links</i> : glattes Substrat, <i>rechts</i> : genopptes Substrat); <i>weiße Punkte</i> markieren die Kontaktstellen, [V.-reihe: <i>HSD Standard</i>]	116
5.3 Fotos der ungereinigten Substratoberflächen nach dem Versuch (<i>links</i> : glattes Substrat, <i>rechts</i> : genopptes Substrat) [V.-reihe: <i>HSD Standard</i>]	116
5.4 Norm. Probendicken (<i>links</i> : glattes Substrat, <i>rechts</i> : genopptes Substrat) [V.-reihe: <i>HSD Standard</i>]	117
5.5 Wärmestromdichten (<i>links</i> : glattes Substrat, <i>rechts</i> : genopptes Substrat) [V.-reihe: <i>HSD Standard</i>]	118
5.6 Probenunterseite des Versuches V104 [V.-reihe: <i>HSD Gießdicke</i>]	120
5.7 Wärmestromdichten [V.-reihe: <i>HSD Gießdicke</i>]	121
5.8 Norm. Probendicken [V.-reihe: <i>HSD Gießdicke</i>]	121
5.9 REM-Aufnahme eines Abstriches aus Substratablagerungen nach einem HSD-Versuch	122
5.10 Ausschnitt der Gießmaschine im hinteren Bereich der Umlenkrolle während eines HSD-Heißversuchs	123
5.11 Ablagerungen im Kesselinnenraum nach Heißversuch mit einer HSD-Schmelze	123
5.12 Fotos der ungereinigten Substratoberflächen (obere Reihe v.l.n.r.: V113, V114, V115; untere Reihe v.l.n.r.: V116, V117) [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	124
5.13 Wärmestromdichten der Einzelversuche [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	126
5.14 Wärmestromdichten [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	127

5.15	Norm. Probendicken [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	127
5.16	Substratoberfläche der Beschichtungsversuche vor dem Experiment (<i>links</i> : C, <i>rechts</i> : Al ₂ O ₃ [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	129
5.17	Substratoberfläche der Beschichtungsversuche nach dem Experiment (<i>links</i> : C, <i>rechts</i> : Al ₂ O ₃ [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	129
5.18	Gussstückunterseiten (<i>links</i> : Graphitbeschichtung, <i>rechts</i> : Tonerdebeschichtung) [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	129
5.19	Wärmestromdichten (<i>links</i> : Graphitbeschichtung, <i>rechts</i> : Tonerdebeschichtung) [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	130
5.20	Norm. Probendicken (<i>links</i> : Graphitbeschichtung, <i>rechts</i> : Tonerdebeschichtung) [V.-reihe: <i>HSD Beschichtung</i>]	131
5.21	Wärmestromdichten (Atmosphären v.l.n.r.: Helium, Ar-H ₂ , Grobvakuum) [V.- reihe: <i>HSD Atmosphäre</i>]	133
5.22	Norm. Probendicken (Atmosphären v.l.n.r.: Helium, Ar-H ₂ , Grobvakuum) [V.- reihe: <i>HSD Atmosphäre</i>]	133
5.23	Aufnahmen der Gussstückunterseiten (Atmosphären v.l.n.r.: Helium, Ar-H ₂ , Grob- vakuum) [V.-reihe: <i>HSD Atmosphäre</i>]	135
5.24	Fotos der ungereinigten Substratflächen (Atmosphäre v.l.n.r.: Helium, Ar-H ₂ , Grobvakuum) [V.-reihe: <i>HSD Atmosphäre</i>]	135

Tabellenverzeichnis

2.1	Einteilung von endabmessungsnahen Gießverfahren zur Herstellung von Flachprodukten, modifiziert nach [7]	4
2.2	Vorteile und Unterschiede der Warmbandherstellung durch die Verfahren Twin-Roll und DSC gegenüber der Route Brammenstrangguss	6
2.3	Spezifische Produktivität verschiedener Verfahren zur Warmbänderzeugung von Stahl unter bestimmten Anlageneinstellungen [10]	7
2.4	Technische Daten der Technikumsanlagen Clausthal und McGill [19, 22, 29–31] .	12
2.5	Gestaltsabweichungen, modifiziert nach DIN 4760:1982-06, [33]	14
2.6	Einfluss verschiedener Gießparameter auf den Wärmeübergang, nach Ferry [4] .	26
2.7	Mikrostruktur: Exp.-Art	28
2.8	Mikrostruktur: Substratmaterial	28
2.9	Mikrostruktur: Schmelzmaterial	28
2.10	Mikrostruktur: Stochastische Rauheit	29
2.11	Untersuchte Beschichtungen bei Überlaufversuchen [68, 71]	43
3.1	Chemische Zusammensetzung des ARMCO Reineisens	63
3.2	Beispielhafte Mess- und Mittelwerte mit Standardabweichungen der Messtechniküberprüfung mittels dreier Gleichspannungssignale ($\Delta t = 0.0001$ s, $t = 0 \dots 0.1$ s)	78
3.3	Konstanten der Antwortfunktion (Gl. 3.4)	84
3.4	Standardbedingungen bei den Gießversuchen	88
3.5	Durchgeführte Schmelzversuche: Klassifikation, Parametereinstellungen sowie Anzahl der gültigen Versuche (Spalte: <i>Anz. V.</i>)	89
4.1	Chem. Zusammensetzung der Gussstückunterseite V51 an den in Abb. 4.5 markierten Messstellen	102

5.1	Chem. Zusammensetzung der Ablagerung an den in Abb. 5.9 markierten Messstellen	122
8.1	Versuchszuordnung <i>C-Stahl</i>	147
8.2	Versuchszuordnung <i>HSD-Stahl</i>	147
8.3	<i>C-Stahl</i> : Spezifikationen und Kennwerte der durchgeführten Experimente, Teil 1	148
8.4	<i>C-Stahl</i> : Spezifikationen und Kennwerte der durchgeführten Experimente, Teil 2	149
8.5	<i>HSD-Stahl</i> : Spezifikationen und Kennwerte der durchgeführten Experimente, Teil 1	150
8.6	<i>HSD-Stahl</i> : Spezifikationen und Kennwerte der durchgeführten Experimente, Teil 2	151
8.7	Messstellenposition der Tauchelemente vor und nach dem Versuch: <i>C-Stahl</i> , alle Werte in mm	152
8.8	Messstellenposition der Tauchelemente vor und nach dem Versuch: <i>HSD-Stahl</i> , alle Werte in mm	153

Literaturverzeichnis

- [1] MANOHAR, P. A. ; FERRY, M. ; HUNTER, A.: Direct Strip Casting of Steel - Historical Perspective and Future Direction. In: *Materials Science* 24 (2000), S. 19–36
 - [2] GE, S. ; ISAC, M. ; GUTHRIE, R. I. L.: Progress in Strip Casting Technologies for Steel; Technical Developments. In: *ISIJ International* 53 (2013), Nr. 5, S. 729–742
 - [3] ZAPUSKALOV, N.: Comparison of Continuous Strip Casting with Conventional Technology. In: *ISIJ International* 43 (2003), Nr. 8, S. 1115–1127
 - [4] FERRY, M.: *Direct strip casting of metals and alloys*. Woodhead Publishing Ltd, 2006
 - [5] SCHWERDTFEGER, K.: Neue Stranggießverfahren für Stahl: Verfahren mit mitlaufender Kokille und Möglichkeiten für das endabmessungsnahe Gießen. In: *Stahl und Eisen* 106 (1986), Nr. 2, S. 41–46
 - [6] ANONYMUS: *Energiesparende Herstellung von Leichtbaustählen nach dem DSC Verfahren*. BMWA, Forschungsbericht 0327289A, 2004
 - [7] REICHELT, W. ; KAPELLNER, W. ; STEFFEN, R.: Endabmessungsnahe Herstellung von Flachprodukten. In: SCHWERDTFEGER, K. (Hrsg.): *Metallurgie des Stranggießens*. Verlag Stahleisen, 1992
 - [8] HENDRICKS, C.: Bandgießtechnik - Eine Revolution in der Stahlindustrie. In: *Stahl und Eisen* 115 (1995), Nr. 3, S. 75–81
 - [9] SCHWERDTFEGER, K.: Benefits, Challenges and Limits in New Routes for Hot Strip Production. In: *ISIJ International* 38 (1998), Nr. 8, S. 852–861
 - [10] EVERTZ, T. ; HOWER, K. H. ; KROOS, J. ; DUBKE, M. ; URLAU, U.: Werkstoffperspektiven beim Vorbandgießen mit direkt angeschlossenen Warmwalzprozess. In: *Stahl und Eisen* 118 (1998), Nr. 5, S. 53–60
-

-
- [11] SENK, D. ; HAGEMANN, F. ; SCHMITZ, H.-P. ; SCHMITZ, W.: Umformen und Kühlen von direktgegossenem Stahlband. In: *Stahl und Eisen* 120 (2000), Nr. 6, S. 65–69
- [12] BLECK, W. ; VON HAGEN, I. ; PFEIFER, H. ; SCHRIEVER, U.: Werkstofftechnische Entwicklungsmöglichkeiten mit neuen Gießverfahren für Flachstahlprodukte. In: *Stahl und Eisen* 118 (1998), Nr. 5, S. 31–38
- [13] ANONYMUS: *Energieeinsparung, CO2-Emissionsvermeidung und Ressourcenschonung bei der Herstellung und anwendung von (hochfesten und duktilen) HSD-Stählen*. BMBF, Forschungsbericht 01 RI 05001, 2009
- [14] SCHWERDTFEGER, K. ; SPITZER, K.-H. ; REICHELT, W. ; VOSS-SPILKER, P.: Endabmessungsnahes Vorbandgießen von Stahl mit dem "Belt-Roll"Verfahren. In: *Stahl und Eisen* 111 (1991), Nr. 6, S. 37–43
- [15] SPITZER, K.-H. ; SCHWERDTFEGER, K.: *Herstellung von Stahlband der Dicke 5 - 10 mm durch direktes Gießen auf einer Band/Rollenanlage*. Europäische Kommission, Forschungsbericht EUR 16852 DE, 1997
- [16] REDENIUS, A. ; SCHMIDT-JÜRGENSEN, R.: *Ressourceneffizienz mit dem Bandgießverfahren (REBand)*. Fördermaßnahme r2, Präsentation, 2011 - www.r-zwei-innovation.de/_media/V07_Status2011.pdf - Zugriff am 01.03.2017
- [17] MAHAPATRA, R. B. ; BLEJDE, F. F. J. ; CAMPBELL, P. ; MCQUILLIS, G.: The Castrip process - the current status of commercial low-carbon steel strip casting. In: *Stahl und Eisen* 128 (2008), Nr. 11, S. S107–S111
- [18] SCHMIDT-JÜRGENSEN, R.: *Innovationssprung durch Bandgießen*. Fördermaßnahme r2, Präsentation, 2010 - http://www.r-zwei-innovation.de/_media/c7_schmidtjuergensen_rune_presentation_forum_2010.pdf - Zugriff am 01.03.2017
- [19] SCHWERDTFEGER, K.: Belt Casting for Steel - A Critical Review. In: *Iron and Steelmaker* 28 (2001), Nr. 8, S. 59–66
- [20] BÜCHNER, A. R. ; PÖTSCHKE, S. ; ELIASSON, J. ; GRONEBAUM, R. H.: *Improving the properties of near net shape casting containing copper and tin from scrap*. Europäische Kommission, Forschungsbericht EUR 22076 EN, 2004
-

-
- [21] SPITZER, K.-H. ; RÜPPEL, F. ; VISCOROVA, R. ; SCHOLZ, R. ; KROOS, J. ; FALXA, V.: Direct Strip Casting (DSC) - an Option for the Production of New Steel Grades. In: *Steel Research International* 74 (2003), Nr. 11-12, S. 724–731
- [22] GE, S. ; ISAC, M. ; GUTHRIE, R. I. L.: Progress of Strip Casting Technology for Steel; Historical Developments. In: *ISIJ International* 52 (2012), Nr. 12, S. 2109–2122
- [23] ZIMMERMANN, H.: *Oberflächenrisse beim Dünnbandgießen von Stahl*. RWTH Aachen, Dissertation, 1999
- [24] CHOO, D.-K. ; LEE, S. ; MOON, H.-K. ; KANG, T.: Analysis and Prevention of Cracking during Strip Casting of AISI 304 Stainless Steel. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 32 (2001), S. 2249–2258
- [25] HA, M. ; CHOI, J. ; JEONG, S. ; MOON, H. ; KANG, T. ; LEE, S.: Analysis and prevention of microcracking phenomenon occurring during strip casting of an AISI 304 stainless steel. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33 (2002), Nr. 5, S. 1487–1497
- [26] ANONYMUS: *CO₂ -Einsparung in der Stahlbandherstellung durch Standzeiterhöhung der Gießrollenbeschichtung in der Bandgießtechnologie*. BMBF, Forschungsbericht FKZ 01LS1001, 2012
- [27] SHIBUYA, K. ; OZAWA, M.: Casting Techniques for Steel. In: *ISIJ International* 31 (1991), Nr. 7, S. 661–668
- [28] DUBKE, M. ; WUNDERLICH, R. ; LÜTZLER, M. ; KROOS, J. ; EVERTZ, T. ; REICHEL, W. ; TRAKOWSKI, W. ; BURSTRÖM, E. ; NYSTRÖM, R. ; SPITZER, K.-H.: Direct Strip Casting - A High Performance Process For Hot Strip Production. In: *SCANMET*. Luleå, 1999
- [29] SPITZER, K.-H. ; SCHWERDTFEGER, K.: Production of steel strip with a single-belt process. In: *9th Japan-Germany Seminar on Fundamentals of Iron and Steelmaking*. Düsseldorf, 1996, S. 71–78
- [30] SCHWERDTFEGER, K. ; SPITZER, K.-H. ; KROOS, J. ; FUNKE, P. ; HOWER, K.-H.: Further Results from Strip Casting with the Single-Belt Process. In: *ISIJ International* 40 (2000), Nr. 8, S. 756–764
-

-
- [31] MOON, K.-J. ; CHOI, W.-R. ; ISAC, M. ; GUTHRIE, R. I. L. ; NOGAMI, H.: Physical and Mathematical Modeling in Development of Metal Delivery System for Single Belt Casting Process. In: *ISIJ International* 43 (2003), Nr. 10, S. 1538–1547
- [32] GUTHRIE, R. I. L.: *private Mitteilung*. 2016
- [33] DIN 4760:1982-06: *Begriffe für die Gestalt von Oberflächen*
- [34] DIN EN ISO 8785:1999-10: *Oberflächenunvollkommenheiten - Begriffe, Definitionen und Kenngrößen*
- [35] DIN 4761:1960-08: *Begriffe, Benennungen und Kurzzeichen für den Oberflächencharakter*
- [36] BILONI, H. ; CHALMERS, B.: Predendritic Solidification. In: *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 233 (1965), S. 373–379
- [37] PRATES, M. ; BILONI, H.: Variables affecting the nature of the chill zone. In: *Metallurgical Transactions* 3 (1972), Nr. 6, S. 1501–1510
- [38] HAMASAHID, A. ; DARGUSCH, M. S. ; LOULOU, T. ; DOUR, G.: A predictive model for the thermal contact resistance at liquid-solid interfaces: Analytical developments and validation. In: *International Journal of Thermal Sciences* 50 (2011), S. 1445–1459
- [39] LOULOU, T. ; ARTYUKHIN, E. A. ; BARDON, J. P.: Estimation of thermal contract resistance during the first stages of metal solidification process: II - experimental setup and results. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 42 (1999), S. 2129–2142
- [40] LOULOU, T. ; ARTYUKHIN, E. A. ; BARDON, J. P.: Estimation of thermal contact resistance during the first stages of metal solidification process : I - experiment principle and modelisation. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 10 (1999), Nr. 98, S. 2119–2127
- [41] TIMSIT, R. S.: The true area of contact between a liquid and a rough solid: elementary considerations. In: *Wear* 83 (1982), S. 129–141
- [42] STREZOV, L. ; HERBERTSON, J. ; BELTON, G. R.: Mechanisms of initial melt/substrate heat transfer pertinent to strip casting. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 31 (2000), Nr. 5, S. 1023–1030
-

-
- [43] STREZOV, L.: *Interfacial heat transfer mechanisms associated with the direct contacting of copper substrates by liquid stainless steel*. University of Newcastle, Callaghan, Australien, 1994
- [44] NISHIDA, Y. ; DROSTE, W. ; ENGLER, S.: The Air-Gap Formation Process at the Casting-Mold Interface and the Heat Transfer Mechanism through the Gap. In: *Metallurgical Transactions B* 17 (1986), S. 833–844
- [45] SPITZER, K.-H. ; SCHWERDTFEGGER, K.: *Messungen des Wärmeübergangskoeffizienten beim Kontakt zwischen flüssigem Metall und wassergekühlten Metallbändern*. DFG, Forschungsbericht 16/91 zum Vorhaben 176/17-2, 1991
- [46] JESCHAR, R. ; SPECHT, E.: Berechnung des Erstarrungsvorgangs und der Wärmeübertragung beim Strangguss. In: SCHWERDTFEGGER, K. (Hrsg.): *Metallurgie des Stranggießens*. Verlag Stahleisen, 1992
- [47] HO, K. ; PEHLKE, R. D.: Mechanisms of Heat Transfer at a Metal-Mold Interface. In: *AFS Transactions* 92 (1984), S. 587–598
- [48] BADOWSKI, M.: *Die Primärerstarrung beim Dünnbandgießen - Einfluss auf die Bandbildung und Produktqualität*. RWTH Aachen, Dissertation, 2005
- [49] BECK, J. V. ; BLACKWELL, B. ; ST. CLAIR JR., C. R.: *Inverse Heat Conduction: Ill-posed Problems*. John Wiley & Sons, 1985
- [50] NOLLI, P. ; CRAMB, A. W. ; CHOO, D.-K.: The Effect of Surface Oxide Films on Heat Transfer Behavior in the Strip Casting Process. In: *AIST Transactions* 1 (2004), Nr. 12, S. 117–123
- [51] BOUCHARD, D. ; LEBOEUF, S. ; NADEAU, J.-P. ; GUTHRIE, R. I. L. ; ISAC, M.: Dynamic wetting and heat transfer at the initiation of aluminum solidification on copper substrates. In: *Journal of Materials Science* 44 (2008), Nr. 8, S. 1923–1933
- [52] EVANS, T. ; STREZOV, L.: Interfacial heat transfer and nucleation of steel on metallic substrates. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 31 (2000), Nr. 5, S. 1081–1089
- [53] HEICHAL, Y. ; CHANDRA, S.: Predicting Thermal Contact Resistance Between Molten Metal Droplets and a Solid Surface. In: *Journal of Heat Transfer* 127 (2004), S. 1269–1275
-

-
- [54] MISRA, P. ; PHINICHKA, N. ; CRAMB, A. W.: The Effect of the Presence of Liquid Films on a Copper Mold Surface on the Rate of Heat Transfer During the Solidification of Steel Droplets. In: *Iron- & Steelmaker* 30 (2003), Nr. 10, S. 46–55
- [55] PHELAN, D. J. ; ZUIDWIJK, T. ; STREZOV, L. ; SIETSMA, J. ; DIPPENAAR, R. J.: Experimental studies into the strip casting of steel. In: *Materials Science Forum* 539-543 (2007), Nr. 2007, S. 4155–4160
- [56] TODOROKI, H. ; LERTAROM, R. ; CRAMB, A. W. ; SUZUKI, T.: Initial Solidification of Iron, Nickel and Steel Droplets. In: *Iron- & Steelmaker* 26 (1999), Nr. 4, S. 57–71
- [57] TODOROKI, H. ; PHINICHKA, N.: Heat Transfer Behavior of Molten Iron and Nickel during the First 0.2 Seconds of Solidification. In: *ISIJ International* 49 (2009), Nr. 9, S. 1347–1355
- [58] TRAPAGA, G. ; MATTHYS, E. F. ; VALENCIA, J. J. ; SZEKELY, J.: Fluid Flow, Heat Transfer, and Solidification of Molten Metal Droplets Impinging on Substrates; Comparison of Numerical and Experimental Results. In: *Metallurgical Transactions B* 23 (1992), Nr. 6, S. 701–718
- [59] WANG, G.-X. ; MATTHYS, E. F.: Experimental determination of the interfacial heat transfer during cooling and solidification of molten metal droplets impacting on a metallic substrate: effect of roughness and superheat. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 45 (2002), Nr. 25, S. 4967–4981
- [60] WANG, G.-X. ; MATTHYS, E. F.: Experimental Investigations of Interfacial Thermal Conductance for Molten Metal Solidification on a Substrate. In: *Journal of Heat Transfer* 118 (1996), S. 157–163
- [61] HUNTER, A. ; FERRY, M.: Evolution of microstructure and texture during casting of AISI 304 stainless steel strip. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33 (2002), Nr. 12, S. 3747–3754
- [62] BOUCHARD, D. ; HAMEL, F. ; NADEAU, J.-P. ; BELLEMARE, S. ; DRENEAU, F. ; TREMBLAY, D.-A.: Effects of Substrate Surface Conditions on Heat Transfer and Shell Morphology in the Solidification of a Copper Alloy. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 32 (2001), S. 111–118
-

-
- [63] MUOJEKWU, C. A. ; SAMARASEKERA, I. V. ; BRIMACOMBE, J. K.: Heat transfer and microstructure during the early stages of metal solidification. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 26 (1995), Nr. 2, S. 361–382
- [64] HONG, F. J. ; QIU, H.-H.: Characterization of variable thermal contact resistance in rapid contact solidification utilizing a novel ultrasound technique. In: *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 129 (2007), S. 1036–1045
- [65] LINZER, B. ; HOHENBICHLER, G. ; BRAGIN, S. ; ARTH, G. ; BERNHARD, C.: Experimental Simulation of the Solidification of Steel at Higher Cooling Rates. In: *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 154 (2009), Nr. 11, S. 498–503
- [66] DURANDET, Y. ; MUKUNTHAN, K. ; HERBERTSON, J.: Special Alloy Strip Production in a Micro-Mill Environment. In: RHAMDHANI, A. M. (Hrsg.) ; BROOKS, G. (Hrsg.) ; KHALIQ, A. (Hrsg.): *5th Annual High Temperature Processing Symposium*. Melbourne, Australien : Swinburne University of Technology, 2013, S. 53–55
- [67] GUTHRIE, R. I. L. ; ISAC, M. ; LI, D.: Ab-initio Predictions of Interfacial Heat Flows during the High Speed Casting of Liquid Metals in Near Net Shape Casting Operations. In: *Steel Research International* 81 (2010), Nr. 10, S. 891–898
- [68] NETTO, P. G. Q.: *Mathematical and Physical Modelling of a Single-Belt Casting Process*. McGill University, Montreal, Kanada, Dissertation, 1998
- [69] KIM, J. S.: *Interfacial Heat Transfer of a Single Belt Casting Process*. McGill University, Montreal, Kanada, Dissertation, 2000
- [70] NOGAMI, H. ; NETTO, P. G. Q. ; GUTHRIE, R. I. L.: Development of Single-Belt Strip Casting Simulator. In: *Steel Research International* 76 (2005), Nr. 4, S. 320–326
- [71] NETTO, P. G. Q. ; TAVARES, R. P. ; ISAC, M. ; GUTHRIE, R. I. L.: A Technique for the Evaluation of Instantaneous Heat Fluxes for the Horizontal Strip Casting of Aluminum Alloys. In: *ISIJ International* 41 (2001), Nr. 11, S. 1340–1349
- [72] TAHA, M. A. ; HASSAN, A. A.: Estimation of air gap and heat transfer coefficient at different faces of Al and Al - Si castings solidifying in permanent mould. In: *Materials Science and Technology* 17 (2001), Nr. 9, S. 1093–1101
-

-
- [73] MIZUKAMI, H. ; YAMANAKA, A.: Generation Mechanism of Unevenness of Ultra Low Carbon Steel at Initial Stage of Solidification. In: *ISIJ International* 50 (2010), Nr. 3, S. 435–444
- [74] WANG, W. ; QIU, H.-H.: Interfacial thermal conductance in rapid contact solidification process. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 45 (2002), Nr. 10, S. 2043–2053
- [75] BOUCHARD, D. ; HOWES, B. ; PAUMELLE, C. ; NADEAU, J.-P. ; SIMARD, D. ; HAMEL, F. G.: Control of Heat Transfer and Growth Uniformity of Solidifying Copper Shells through Substrate Temperature. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 33 (2002), S. 403–411
- [76] GUTHRIE, R. I. L. ; ISAC, M. ; LI, D.: Ab-initio Predictions of Interfacial Heat Fluxes in Horizontal Single Belt Casting (HSBC), Incorporating Surface Texture and Air Gap Evolution. In: *ISIJ International* 50 (2010), Nr. 12, S. 1805–1813
- [77] MIZUKAMI, H. ; SUZUKI, T. ; UMEDA, T.: Numerical Solidification Analysis for Initial Stage of Rapid of Solidification of 18Cr-8Ni Stainless Steel. In: *Tetsu-to-Hagané* 78 (1992), Nr. 5, S. 79–85
- [78] STREZOV, L. ; HERBERTSON, J.: Experimental Studies of Interfacial Heat Transfer and Initial Solidification Pertinent to Strip Casting. In: *ISIJ International* 38 (1998), Nr. 9, S. 959–966
- [79] MUKUNTHAN, K. ; HODGSON, P. D. ; SELLAMUTHU, P. ; STREZOV, L. ; DURANDET, Y. ; STANFORD, N.: Castability and Microstructural Development of Iron-based Alloys under Conditions Pertinent to Strip Casting. In: *ISIJ International* 53 (2013), Nr. 10, S. 1803–1811
- [80] FAROUK, B. ; APELIAN, D. ; KIM, Y. G.: A Numerical and Experimental Study of the Solidification Rate in a Twin-Belt Caster. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 23 (1992), Nr. 4, S. 477–492
- [81] THIEMANN, M.: *Untersuchung des Wärmeübergangs beim Zweiwalzen-Gießverfahren*. TU Clausthal, Dissertation, 2010
-

-
- [82] GROSJEAN, J. C. ; JACQUOT, J. L. ; DAMASSE, J. M. ; LITTERSCHEIDT, H. ; SENK, D. ; SCHMITZ, W.: Thin Strip Casting Experiments at Irsid and Thyssen Stahl AG. In: *Iron and Steelmaker* 20 (1993), S. 27–32
- [83] WANG, G.-X.: *Experimental and Numerical Study of Heat Transfer and Solidification for Molten Metal in Contact with a Cold Substrate*. University of California, Dissertation, 1995
- [84] BIRAT, J.-P. ; BLIN, P. ; JACQUOT, J. ; RIBOUND, P. ; THOMAS, B.: Near Net Shape Continuous Casting of Flat Products at IRSID. In: SAHAI, Y. (Hrsg.) ; BATTLES, J. E. (Hrsg.) ; MOBLEY, R. C. (Hrsg.): *Casting of Near Net Shape Products*. The Metallurgical Society Inc., 1988, S. 1–12
- [85] GUTHRIE, R. I. L.: Horizontal Single Belt Casting of Aluminium and Steel. In: *Steel Research International* 85 (2014), Nr. 8, S. 1291–1302
- [86] KIM, J. S. ; ISAC, M. ; GUTHRIE, R. I. L. ; BYUN, J.: Studies of interfacial heat transfer resistances and characterization of strip microstructures for Al-Mg alloys cast on a single belt casting simulator. In: *Canadian Metallurgical Quarterly* 41 (2002), Nr. 1, S. 87–96
- [87] MIYAZAKI, M. ; YAMAMURA, H. ; OHASHI, W. ; MATSUMIYA, T.: Influence of Substrate Surface Morphology and Thermal Diffusion on Initial Stage of Rapid Solidification for Steel. In: *Tetsu-to-Hagané* 93 (2007), Nr. 11, S. 19–26
- [88] KAJITANI, T. ; ESAKA, H. ; WAKOH, M. ; MISUMI, H. ; OGIBAYASHI, S.: Regularity of Initial Solidification in Ultra Low Carbon Steel. In: *Tetsu-to-Hagané* 81 (1995), Nr. 11, S. 1055–1060
- [89] JEONG, I. ; KIM, H. ; PARK, C. M.: Quality and Microstructural Aspects of AISI 304 Steel Sheets by Twin Roll Stripcasting Process. In: *International Symposium of Modern LC and ULC Sheet Steel for Cold Forming*. Aachen : Verlag Mainz, 1998, S. 97
- [90] SPITZER, K.-H.: DSC Strip Casting: Process development and perspectives for new materials. In: *Guthrie Honorary Symposium*. Montreal, Kanada, unveröffentlicht, 2011
- [91] KROOS, J. ; EVERTZ, T. ; DUBKE, M. ; URLAU, U. ; REICHELT, W. ; TRAKOWSKI, W. ; SPITZER, K.-H. ; SCHWERDTFEGGER, K. ; NYSTRÖM, R.: The "Direct Strip Casting" Process. In: *METEC*. Düsseldorf, 1999
-

-
- [92] MURAKAMI, H. ; KITAGAWA, T. ; MIYAHARA, S.: Control of Uneven Solidified Shell Formation of Hypo-peritectic Carbon Steels in Continuous Casting Molds. In: *Tetsu-to-Hagane* 78 (1992), Nr. 1, S. 105–112
- [93] TAN, L. ; ZABARAS, N.: A thermomechanical study of the effects of mold topography on the solidification of Aluminum alloys. In: *Materials Science and Engineering A* 404 (2005), Nr. 1-2, S. 197–207
- [94] YIGIT, F. ; HECTOR, L. G. J.: Critical Wavelengths for Gap Nucleation in Solidification - Part II: Results for Selected Mold-Shell Material Combinations. In: *Journal of Applied Mechanics* 67 (2000), Nr. 1, S. 77–86
- [95] SPITZER, K.-H.: *Charakterisierung von Stählen hinsichtlich ihrer Gießbarkeit / Verarbeitbarkeit im Bandguß und Strangguß*. Arbeitspapier, unveröffentlicht, 2011
- [96] ANONYMUS: *Ressourceneffizienz mit dem Bandgießverfahren für die Produktion von HSD-Stählen*. BMBF, Forschungsbericht 33R007, 2010
- [97] HECTOR, L. G. J. ; HOWARTH, J. A. ; RICHMOND, O. ; KIM, W.-S.: Mold Surface Wavelength Effect on Gap Nucleation. In: *Journal of Applied Mechanics* 67 (2000), Nr. 1, S. 155–164
- [98] YIGIT, F.: Perturbation solution for solidification of pure metals on a sinusoidal mold surface. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 50 (2007), Nr. 13-14, S. 2624–2633
- [99] YIGIT, F.: Existence of Critical Wavelength for Gap Nucleation in Solidification on a Rigid Mold. In: *Journal of Applied Mechanics* 71 (2004), Nr. 1, S. 96–108
- [100] YIGIT, F. ; HECTOR, L. G. J.: Critical Wavelengths for Gap Nucleation in Solidification - Part I: Theoretical Methodology. In: *Journal of Applied Mechanics* 67 (2000), Nr. 1, S. 66–67
- [101] NOLLI, P. ; CRAMB, A. W.: Naturally Deposited Oxide Films in Near-Net-Shape Casting: Importance, Mechanisms of Formation, and Prediction of Their Composition. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 39 (2007), Nr. 1, S. 56–65
- [102] HO, K. ; PEHLKE, R. D.: Metal-Mold interfacial heat transfer. In: *Metallurgical Transactions B* 16 (1985), Nr. 3, S. 585–594
-

-
- [103] LITTERSCHEIDT, H. ; SELLGER, R. ; STEBNER, G.: *Temperaturwechselbeständigkeit und Wärmeleitung beschichteter Kristallisatoren*. Europäische Kommission, Forschungsbericht EUR 18795 DE, 1999
- [104] GUTHRIE, R. I. L. ; ISAC, M. ; KIM, J. S. ; TAVARES, R. P.: Measurements, Simulations, and Analyses of Instantaneous Heat Fluxes from Solidifying Steels to the Surfaces of Twin Roll Casters and of Aluminum to Plasma-Coated Metal Substrates. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 31 (2000), Nr. 5, S. 1031–1047
- [105] KIM, H.-S. ; CHO, I.-S. ; SHIN, J.-S. ; LEE, S.-M. ; MOON, B.-M.: Solidification Parameters Dependent on Interfacial Heat Transfer Coefficient between Aluminum Casting and Copper Mold. In: *ISIJ International* 45 (2005), Nr. 2, S. 192–198
- [106] TAKEUCHI, H. ; TANAKA, S. ; YAMAGAMI, Y. ; HINOYUKI, N. ; MAMORU, Y. ; RYOUICHI, H.: Production of Stainless Steel Strip by Twin-Drum Strip Casting Process. In: *Nippon Steel Technical Report* 61 (1994), S. 46–51
- [107] ZHANG, W. ; YU, Y. ; FANG, Y. ; LI, J. G.: Effect of coating on instantaneous interfacial heat transfer during near-rapid solidification. In: *Journal of Iron and Steel Research International* 18 (2011), Nr. 11, S. 67–73
- [108] SCHWERDTFEGER, K. ; SPITZER, K.-H. ; REICHELT, W. ; VOSS-SPILKER, P.: Strip casting with the belt/roll process. In: *Int. Conf. on new smelting reduction and near net shape casting technologies for steel - SRNC 90*, The Korean Institute of Metals, Korea, 1990
- [109] GUTHRIE, R. I. L.: Recent high temperature adventures in the casting of metals and their potential implications for the near net shape production of steel sheets. In: *Canadian Metallurgical Quarterly* 48 (2009), Nr. 3, S. 187–196
- [110] JACOBI, H.: Gießen und Erstarren unter Vakuum und definierter Gasatmosphäre. In: *Stahl und Eisen* 96 (1976), Nr. 20, S. 964–968
- [111] MIZOGUCHI, T. ; MIYAZAWA, K.-I. ; UESHIMA, Y.: Effect of Casting Atmosphere on the Formation of Strip Surface in Twin Roll Casting Process. In: *Tetsu-to-Hagané* 80 (1994), Nr. 1, S. 36–41
- [112] THIEMANN, M. ; BÜCHNER, A. R.: Heat Flux Density and Heat Coefficient between Steel Melt and Metallic Substrates. In: *Steel Research* 74 (2003), Nr. 11/12, S. 732–738
-

- [113] YU, Y. ; CRAMB, A. W. ; HEARD, R. ; FANG, Y. ; CUI, J.: The Effect of Oxygen Partial Pressure on Heat Transfer and Solidification. In: *ISIJ International* 46 (2006), Nr. 10, S. 1427–1431
 - [114] TOMONO, H. ; KURZ, W. ; HEINEMANN, W.: The Liquid Steel Meniscus in Molds and its Relevance to the Surface Quality of Coatings. In: *Metallurgical Transactions B* 12 (1981), S. 409–411
 - [115] MANTHA, D. ; HAJRAD, J. P.: Thermodynamics of Surfaces and Adsorption in the Fe-O and Fe-O-N Systems at 1823 K. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 32 (2001), S. 423–427
 - [116] TAKIUCHI, N. ; TANIGUCHI, T. ; SHINOZAKI, N. ; MUKAI, K.: Effects of Oxygen on the Surface Tension of Liquid Iron and the Wettability of Alumina by Liquid Iron. In: *Journal of the Japan Institute of Metals* 55 (1991), Nr. 2, S. 180–185
 - [117] MOROHOSHI, K. ; UCHIKOSHI, M. ; ISSHIKI, M. ; FUKUYAMA, H.: Surface Tension of Liquid Iron as Functions of Oxygen Activity and Temperature. In: *ISIJ International* 53 (2013), Nr. 8, S. 1315–1319
 - [118] ZHU, J. ; MUKA, K.: The Surface Tension of Liquid Iron Containing Nitrogen and Oxygen. In: *ISIJ International* 38 (1998), Nr. 10, S. 1039–1044
 - [119] DRÜCKER, S: *Die Bildung und Vermeidung von Zunder beim Zweirollen-Gießverfahren*. TU Berlin, Dissertation, 2001
 - [120] SINGH, S. N. ; BLAZEK, K. E.: Heat Transfer Profiles in Continuous-Casting Mold as a Function of Various Casting Parameters. In: *Open Hearth Conference*. Warrendale, PA, USA : TMS-AIME, 1976, S. 265–283
 - [121] SINGH, S. N. ; BLAZEK, K. E.: Heat transfer and skin formation in continuous-casting mold as a function of steel carbon content. In: *Journal of Metals* 26 (1974), Nr. 10, S. 17–27
 - [122] GRILL, A. ; BRIMACOMBE, J. K.: Influence of carbon content on rate of heat extraction in the mould of a continuous-casting machine. In: *Ironmaking & Steelmaking* (1976), Nr. 2, S. 76–79
-

-
- [123] SUZUKI, M. ; YAMAOKA, Y.: Influence of Carbon Content on Solidifying Shell Growth of Carbon Steels at the Initial Stage of Solidification. In: *Materials Transactions* 44 (2003), Nr. 5, S. 836–844
- [124] SUZUKI, M. ; YU, C. H. ; SATO, H. ; TSUI, Y. ; SHIBATA, H. ; EMI, T.: Origins of Heat Transfer Anomaly and Solidifying Shell Deformation of Peritectic Steels in Continuous Casting. In: *ISIJ international* 36 (1996), S. 171–174
- [125] SUGITANI, Y. ; NAKAMURA, M.: Influence of Alloying Elements on Uneven Solidification in Continuous Casting Mould. In: *Tetsu-to-Hagané* 65 (1979), Nr. 12, S. 42–51
- [126] KOENIG, P. J.: Die Messung des Wärmehaushalts von Stranggießkokillen, eine verfahrenstechnische Informationsquelle. In: *Stahl und Eisen* 92 (1972), Nr. 14, S. 678–688
- [127] FUKASE, H. ; OSADA, S. ; OTSUKA, H.: Solidification Model for Steel Strip Casting. In: *Iron and Steelmaker* 30 (2003), Nr. 7, S. 48–58
- [128] SCHWERDTFEGER, K.: Heat Withdrawal in the Mold in Continuous Casting of Steel. Review and Analysis. In: *Steel Research International* 77 (2006), Nr. 12, S. 911–920
- [129] JABLONKA, A. ; HARSTE, K. ; SCHWERDTFEGER, K.: Thermomechanical properties of iron and iron-carbon alloys: density and thermal contraction. In: *Steel Research* 62 (1991), Nr. 1, S. 24–33
- [130] LÓPEZ, E. A. ; TREJO, M. H. ; MONDRAGÓN, J. J. R. ; CASTRO, M. ; TOVAR, H. S.: Effect of C and Mn Variations Upon the Solidification Mode and Surface Cracking Susceptibility of Peritectic Steels. In: *ISIJ International* 49 (2009), Nr. 6, S. 851–858
- [131] XU, J. ; HE, S. ; WU, T. ; LONG, X. ; WANG, Q.: Effect of Elements on Peritectic Reaction in Molten Steel Based on Thermodynamic Analysis. In: *ISIJ International* 52 (2012), Nr. 10, S. 1856–1861
- [132] KIM, K.-H. ; YEO, T.-J. ; OH, K. H. ; LEE, D. N.: Effect of Carbon and Sulfur in Continuously Cast Strand on Longitudinal Surface Cracks. In: *ISIJ International* 36 (1996), Nr. 3, S. 284–289
- [133] XU, J. ; HE, S. ; JIANG, X. ; WU, T. ; WANG, Q.: Analysis of Crack Susceptibility of Regular Carbon Steel Slabs Using Volume-Based Shrinkage Index. In: *ISIJ International* 53 (2013), Nr. 10, S. 1812–1817
-

-
- [134] CICUTTI, C. ; BOERI, R.: Analysis of Solute Distribution during the Solidification of Low Alloyed Steels. In: *Steel Research International* 77 (2006), Nr. 3, S. 194–201
- [135] MONDRAGÓN, J. J. R. ; TREJO, M. H. ; CASTRO, M. ; SOLÍS T., H.: Description of the Hypo-peritectic Steel Solidification under Continuous Cooling and Crack Susceptibility. In: *ISIJ International* 48 (2008), Nr. 4, S. 454–460
- [136] TREJO, M. H. ; LOPEZ, E. A. ; RUIZ MONDRAGON, J. J. ; CASTRO, M. ; TOVAR, H. S.: Effect of solidification path and contraction on the cracking susceptibility of carbon peritectic steels. In: *Metals and Materials International* 16 (2010), Nr. 5, S. 731–737
- [137] CLYNE, T. W. ; WOLF, M. ; KURZ, W.: The Effect of Melt Composition on Solidification Cracking of Steel, with Particular Reference to Continuous Casting. In: *Metallurgical Transactions B* 13 (1982), S. 259–266
- [138] UESHIMA, Y. ; MIZOGUCHI, S. ; MATSUMIYA, T. ; KAJIOKA, H.: Analysis of Solute Distribution in Dendrites of Carbon Steel with delta/gamma Transformation during Solidification. In: *Metallurgical Transactions B* 17 (1986), S. 845–859
- [139] WOLF, M. ; KURZ, K.: The Effect of Carbon Content on Solidification of Steel in the Continuous Casting Mold. In: *Metallurgical Transactions B* 12 (1981), Nr. 1, S. 85–93
- [140] EICHHOLZ, H.: *DSC Anlage Komponententest Wabengitter*. Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, Forschungsbericht SZMF-ES-UB-2010-0010, unveröffentlicht, 2010
- [141] ANONYMUS: *The Internet resource for the International Temperature Scale of 1990*. – URL www.its90.com. – Zugriffsdatum: 2016-08-17
- [142] DOUR, G. ; DARGUSCH, M. S. ; DAVIDSON, C.: Recommendations and guidelines for the performance of accurate heat transfer measurements in rapid forming processes. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 49 (2006), Nr. 11-12, S. 1773–1789
- [143] DIN EN 60584-1:2013-07: *Thermoelemente - Teil 1: Thermospannungen und Grenzabweichungen (IEC 60584-1:2013)*
- [144] TAVARES, R. P. ; ISAC, M. ; HAMEL, F. G. ; GUTHRIE, R. I. L.: Instantaneous interfacial heat fluxes during the 4 to 8 m/min casting of carbon steels in a twin-roll caster. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 32 (2001), Nr. 1, S. 55–67
-

-
- [145] MICHALSKI, L. ; ECKERSDORF, K. ; KUCHARSKI, J. ; MCGHEE, J.: *Temperature Measurement*. 2. Aufl. John Wiley & Sons, 2001
- [146] HASHEMIAN, H. M. ; PETERSEN, K. M. ; MITCHELL, D. W. ; HASHEMIAN, M. ; BEVERLY, D. D.: In Situ Response Time Testing of Thermocouples. In: *ISA Transactions* 29 (1992), Nr. 4, S. 97–104
- [147] KERLIN, T. W. ; MILLER, L. F. ; HASHEMIAN, H. M.: In-Situ Response Time Testing of Platinum Resistance Thermometers. In: *ISA Transactions* 17 (1980), Nr. 4, S. 71–88
- [148] NAYAK, R. K. ; SUNDARRAJ, S.: Selection of Initial Mold - Metal Interface Heat Transfer Coefficient Values in Casting Simulations - a Sensitivity Analysis. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 41 (2009), Nr. 1, S. 151–160
- [149] SPITZER, K.-H.: *private Mitteilung*. 2017
- [150] WANG, G.-X. ; MATTHYS, E. F.: On the heat transfer at the interface between a solidifying metal and a solid substrate. In: MATTHYS, E. F. (Hrsg.) ; TRUCKNER, W. G. (Hrsg.): *Melt-spinning, strip casting and slab casting*. TMS, 1996
-

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass ich die bei der Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften der Technischen Universität Clausthal eingereichte Dissertation selbstständig und ohne unerlaubte Hilfe verfasst und die benutzten Hilfsmittel vollständig angegeben habe.

Essen, 1. September 2017

Nicolas J.W. Book

LEBENS LAUF

Nicolas Johannes Wilwin Book

Personalien

Wohnadresse	Hagenastraße 41 45138 Essen
E-Mail	nicolas.book@prozessmetallurgie.de
Eltern	Dres. Ingrid und Wilhelm Book
Geburtsdatum & -ort	27.12.1984 in Münster (Westfalen)

Berufliche Laufbahn

2017 – heute	Produktionsingenieur im Bereich Brammenerzeugung, <i>thyssenkrupp Steel Europe AG</i> , Werk Beeckerwerth, Duisburg
2010 – 2016	Wiss. Mitarbeiter am <i>Institut für Metallurgie</i> der <i>TU Clausthal</i> in der Arbeitsgruppe <i>Metallurgische Prozesstechnik</i>

Universitäre Laufbahn

2009 – 2010	Aufbaustudium der Materialwissenschaften & Werkstofftechnik an der <i>TU Clausthal</i>
2004 – 2009	Diplomstudium des Maschinenbaus an der <i>FH Braunschweig/Wolfenbüttel</i> Fachrichtung: European Engineering & Technology Abschluss: <i>Dipl.-Ing. (FH)</i>
2007 – 2008	Masterstudium des Maschinenbaus an der <i>University of Sussex</i> , England Fachrichtung: Advanced Mechanical Engineering Abschluss: <i>M.Sc. (Dist.)</i>
2006 – 2007	Bachelorstudium des Maschinenbaus an der <i>Coventry University</i> , England Fachrichtung: European Engineering Studies Abschluss: <i>B.Eng. (Hons) 1st class</i>

Höhere schulische Laufbahn

1995 – 2004	Städtisches Gymnasium, Olpe Abschluss: <i>Allgemeine Hochschulreife</i>
2001 – 2002	Canterbury Highschool, New Milford, CT, USA